

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

**MÉMOIRE PRÉSENTÉ À
L'UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À TROIS-RIVIÈRES**

**COMME EXIGENCE PARTIELLE
DE LA MAÎTRISE EN INGÉNIERIE
(CONCENTRATION EN GÉNIE MÉCANIQUE)**

**PAR
HUGUES LESSARD**

**ÉVALUATION EXPÉRIMENTALE DU PROCÉDÉ DE
THERMOFORMAGE-ESTAMPAGE D'UN COMPOSITE
PEEK/CARBONE CONSTITUÉ DE PLIS
UNIDIRECTIONNELS**

MAI 2014

Université du Québec à Trois-Rivières

Service de la bibliothèque

Avertissement

L'auteur de ce mémoire ou de cette thèse a autorisé l'Université du Québec à Trois-Rivières à diffuser, à des fins non lucratives, une copie de son mémoire ou de sa thèse.

Cette diffusion n'entraîne pas une renonciation de la part de l'auteur à ses droits de propriété intellectuelle, incluant le droit d'auteur, sur ce mémoire ou cette thèse. Notamment, la reproduction ou la publication de la totalité ou d'une partie importante de ce mémoire ou de cette thèse requiert son autorisation.

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC

UNIVERSITÉ DU QUÉBEC À TROIS-RIVIÈRES

Ce mémoire intitulé :

ÉVALUATION EXPÉRIMENTALE DU PROCÉDÉ DE THERMOFORMAGE-ESTAMPAGE D'UN
COMPOSITE PEEK/CARBONE CONSTITUÉ DE PLIS UNIDIRECTIONNELS

présenté par : LESSARD Hugues

en vue de l'obtention du diplôme de : Maître en sciences appliquées

a été dûment accepté par le jury d'examen constitué de :

LEBRUN Gilbert, Ph. D, directeur de recherche, Université du Québec à Trois-Rivières

PHAM Xuan-Tan, Ph. D, co-directeur de recherche, École de technologies supérieures
de Montréal

ABDUL-NOUR Georges, Ph. D, membre, Université du Québec à Trois-Rivières

HUBERT Pascal, Ph. D, membre, McGill University

Remerciements

Avant l'entrée en matière, je tiens à présenter mes plus sincères remerciements aux personnes qui ont contribué au succès de ce projet de maîtrise et du mémoire qui en fait l'objet.

Monsieur Gilbert Lebrun, Ph. D., professeur au département de génie mécanique de l'Université du Québec à Trois-Rivières (UQTR) et directeur de maîtrise, pour sa disponibilité et son support tout au long de cette maîtrise.

Monsieur Tan Pham, Ph. D., professeur au département de génie mécanique de l'École de Technologies Supérieures (ÉTS) et co-directeur de maîtrise, pour ses conseils et sa vision lors de ce travail.

Monsieur Georges Abdul-Nour Ph. D., professeur au département de génie industriel de l'UQTR, pour son soutien relativement à l'analyse statistique des données.

Messieurs Daniel Poirier, ing., chargé de projet au Centre de Développement des Composites du Québec (CDCQ), Steven Roy, associé de recherche au Conseil National de Recherches du Canada et Gilles-Philippe Picher Martel, candidat au Ph. D. à l'université McGill, pour leur implication dans le processus de prémoulage de la matière première.

Monsieur Louis Laberge-Lebel, Ph. D., Ingénieur en matériaux et procédés à Bombardier Aéronautique, pour son implication dans la planification de la seconde série d'essais au sein de ce projet.

Je souhaite finalement remercier, le CNRC, le Consortium de recherche et d'innovation en aérospatial au Québec (CRIAQ), dont le responsable du projet COMP-412, monsieur Pascal Hubert, Ph. D., ainsi que tous les partenaires industriels impliqués dans le projet CRIAQ COMP-412 pour leur soutien financier.

Résumé

Dans ce travail, il a été question de l'étude du procédé de thermoformage-estampage d'un composite PEEK/carbone provenant de Royal Tencate et portant l'appellation PEEK TC1200 CETEX. Il est constitué d'un pourcentage volumique de fibres de 59%. Les plaques utilisées lors des essais étaient composées d'un empilement de 24 plis à $[0/90]_{12}$. La géométrie de moulage a été choisie de manière à intégrer des géométries simples, mais fortement utilisées dans la littérature. Il comportait une partie sphérique, une partie cylindrique, deux plans inclinés et un rayon vif. La cellule de fabrication des pièces était composée d'un four infrarouge pour le préchauffage, d'une presse hydraulique de 50 tonnes sur laquelle était monté le moule chauffant et d'un système de contrôle et d'acquisition de données.

Le but de l'étude en question était d'évaluer l'effet du procédé sur la qualité de consolidation des pièces. Pour ce faire, deux plans d'expériences ont été développés et mis en œuvre. Le premier était un plan de type L_8 et avait pour but d'évaluer de manière préliminaire l'effet des paramètres sélectionnés. Il a été réalisé en employant le cycle de moulage non isotherme, pour lequel la pièce est refroidie dans le moule jusqu'à une température de démoulage avant d'être démoulée. Les paramètres considérés étaient : la température de préchauffage du flan, la température du moule, la pression d'estampage et le temps de transfert. Suite à ces essais, la qualité de consolidation des pièces a été évaluée par l'entremise de deux mesures qui lui sont directement liées : l'épaisseur de la paroi à la base de la pièce et la contrainte de cisaillement interlaminaire à la rupture. Une analyse de variance (ANOVA) a ensuite été effectuée afin de déceler quels sont les paramètres ayant une influence significative au seuil de 5%. La température du moule, la température de préchauffage et la pression d'estampage ont montré une importante influence sur la consolidation des pièces. Cependant, le temps de cycle que générerait le procédé de thermoformage-estampage

non isotherme était une problématique importante. Comme le moule devait être chauffé puis refroidit à chaque essai, le temps de cycle était trop important et ne reflétait pas la réalité industrielle. Les partenaires industriels sur le projet ont alors recommandé d'étudier le procédé sous un cycle isotherme. Il s'agit d'un cycle de moulage au cours duquel la température du moule est gardée constante et la pièce respecte un temps de résidence déterminé à l'intérieur du moule. À la suite de cette recommandation, un plan de type L_{27} a été développé. Le but de ce dernier était d'évaluer, de manière plus approfondie, l'effet des paramètres du procédé et de générer des données permettant l'optimisation du procédé. Les paramètres à l'étude étaient alors les mêmes que pour le plan L_8 à l'exception que le temps de transfert avait été retiré et remplacé par le temps de maintien dans le moule. Les niveaux des paramètres avaient aussi été modifiés afin de tenir compte du nouveau cycle. Suite aux essais, la qualité de consolidation a été mesurée de la même façon, avec l'épaisseur de la pièce et la contrainte de cisaillement. Les résultats, une fois analysés à l'aide de l'ANOVA, ont été moins concluants. Seulement l'effet de la pression d'estampage et de l'interaction entre la pression d'estampage et la température de préchauffage ont été identifiés comme significatifs. L'ANOVA a aussi révélé que l'erreur expérimentale était importante dans cette deuxième série d'essais. La plus grande source d'erreur a été attribuée au fait que le système utilisé pour induire la contrainte membrane dans le flan lors du moulage était peu performant. Un système de serre-flan conventionnel aurait dû être utilisé afin d'améliorer l'efficacité des mécanismes de déformation et empêcher le flambage des plis et la formation des replis qui ont nui à la fermeture du moule. Cette dernière série d'essais a tout de même permis d'identifier la pression d'estampage comme paramètre expliquant une importante portion de la variabilité de la consolidation. De plus, les lacunes du montage expérimental ont pu être relevées.

Table des matières

REMERCIEMENTS.....	IV
RÉSUMÉ	V
TABLE DES MATIÈRES.....	VII
LISTE DES TABLEAUX.....	XI
LISTE DES FIGURES.....	XIII
LISTE DES SIGLES ET DES ABRÉVIATIONS.....	XVII
CHAPITRE 1. INTRODUCTION	1
CHAPITRE 2. DÉFINITION DES CONCEPTS USUELS	6
2.1. INTRODUCTION	6
2.2. DESCRIPTION DU PROCÉDÉ.....	6
2.2.1. <i>Les différents procédés de thermoformage des composites</i>	6
2.2.2. <i>Le procédé de thermoformage-estampage</i>	7
2.3. CONFIGURATION DES MATÉRIAUX	10
2.4. CONTRAINTES CINÉMATIQUES RELIÉES AUX MATÉRIAUX	11
2.5. MÉCANISMES DE DÉFORMATIONS	12
2.6. DÉFAUTS STRUCTURAUX TYPIQUES	15
CHAPITRE 3. REVUE DE LA LITTÉRATURE	17
3.1. ÉVALUATION EXPÉRIMENTALE DE LA MISE EN FORME.....	17
3.1.1. <i>Influence de la pression d'estampage et de la compaction</i>	18
3.1.2. <i>Influence du système de serre-flan</i>	22
3.1.3. <i>Influence de la température d'estampage</i>	25
3.1.4. <i>Influence de la vitesse d'estampage</i>	27
3.2. CARACTÉRISATION DES MATÉRIAUX	27
3.2.1. <i>Caractérisation de la viscosité en cisaillement des matériaux</i>	28
3.3. MODÉLISATION DU THERMOFORMAGE-ESTAMPAGE	33
3.4. OBJECTIF DU PROJET DE MAÎTRISE	35
CHAPITRE 4. MÉTHODOLOGIE GÉNÉRALE	37

4.1. CHOIX DU MATÉRIAU	37
4.2. MONTAGE EXPÉRIMENTAL	40
4.2.1. Unité de préchauffage	40
4.2.2. Cadre-support	42
4.2.3. Unité de moulage	42
4.2.4. Unité de contrôle	45
4.3. PROCÉDURE GÉNÉRALE DE MISE EN FORME DES PIÈCES	45
4.4. MÉTHODES DE MESURE	46
4.4.1. Découpe des échantillons	47
4.4.2. Mesure de l'épaisseur de la paroi	47
4.4.3. Résistance au cisaillement interlaminaire	51
CHAPITRE 5. PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS	55
5.1. INTRODUCTION	55
5.2. PLAN D'EXPÉRIENCE	56
5.2.1. Définition des paramètres d'intérêt	56
5.2.2. Réponses mesurées	57
5.2.3. Planification des essais	58
5.3. VÉRIFICATION DE LA CAPACITÉ DU PROCÉDÉ	59
5.4. RÉSULTATS BRUTS	59
5.4.1. Température interne du flan lors de la mise en forme	59
5.4.2. Épaisseur de la paroi	64
5.4.3. Cisaillement interlaminaire	67
5.5. ANALYSE ET DISCUSSION	69
5.5.1. Analyse de la variance (ANOVA)	69
5.5.2. Discussion	75
CHAPITRE 6. DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS	77
6.1. INTRODUCTION	77
6.2. PLAN D'EXPÉRIENCE	77
6.2.1. Définition des paramètres d'intérêt	77
6.2.2. Réponses mesurées	81
6.2.3. Planification des essais	82
6.3. RÉSULTATS BRUTS	82

6.3.1. Évolution de la température interne du flan pendant le moulage.....	82
6.3.2. Mesure de la pression d'estampage pendant le moulage	87
6.3.3. Épaisseur de la paroi de la pièce.....	92
6.3.4. Contrainte de cisaillement interlaminaire	95
6.4. ANALYSE ET DISCUSSION.....	98
6.4.1. Analyse de la variance (ANOVA).....	98
6.4.2. Discussion	104
CHAPITRE 7. CONCLUSION ET RECOMMANDATIONS	110
ANNEXE A. PLANIFICATION DES EXPÉRIMENTATIONS.....	A-1
A.1. INTRODUCTION	A-1
A.2. PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS (LE PLAN L_8).....	A-1
A.2.1. Modèle statistique et degrés de liberté	A-1
A.2.2. Plan factoriel complet.....	A-2
A.2.3. Plan factoriel réduit	A-3
A.2.4. Construction du plan d'expérience	A-4
A.3. DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS (LE PLAN L_{27}).....	A-6
A.3.1. Modèle statistique et degrés de liberté	A-7
A.3.2. Plan factoriel complet.....	A-7
A.3.3. Plan factoriel réduit	A-8
A.3.4. Construction du plan L_{27}	A-8
ANNEXE B. ANOVA DE LA 1^{ÈRE} SÉRIE D'ESSAIS.....	B-1
B.1. INTRODUCTION	B-1
B.2. MÉTHODE DE L'ANALYSE DE VARIANCE (ANOVA).....	B-1
B.3. ANOVA DE LA VARIABLE « ÉPAISSEUR »	B-3
B.3.1. Calculs préliminaires.....	B-3
B.4. ANOVA DE LA VARIABLE « CONTRAINTE DE CISAILLEMENT »	B-7
ANNEXE C. ANOVA DE LA 2^E SÉRIE D'ESSAIS	C-1
C.1. INTRODUCTION	C-1
C.2. MÉTHODE DE L'ANOVA ADAPTÉE À UN PLAN À 3 NIVEAUX	C-1
C.3. ANOVA DE LA VARIABLE « ÉPAISSEUR »	C-1
C.3.1. Effets liés aux interactions.....	C-3

C.4. ANOVA DE LA VARIABLE « CONTRAINTE DE CISAILLEMENT »	C-8
ANNEXE D. RÉSULTATS EXPÉRIMENTAUX BRUTS	D-1
D.1. PREMIÈRE SÉRIE – LE PLAN L_8	D-1
D.2. DEUXIÈME SÉRIE – LE PLAN L_{27}	D-1
ANNEXE E. PROGRAMME LABVIEW^{MC}	E-1
ANNEXE F. CONCEPTION DU MOULE	F-1
F.1. GÉOMÉTRIE DU MOULE	F-1
F.2. ÉPAISSEUR NOMINALE DE LA CAVITÉ.....	F-1
F.3. GUIDAGE LATÉRAL DU MOULE	F-1
F.4. CHAUFFAGE DU MOULE	F-2
RÉFÉRENCES	I

Liste des tableaux

TABLEAU 3-1 : PARAMÈTRES DU MODÈLE DE CARREAU POUR LA VISCOSITÉ INTRAPLI DU PEEK/C UD À 370°C [36].	29
TABLEAU 3-2 : PARAMÈTRES DU MODÈLE DE LOI DE PUISSANCE POUR LA VISCOSITÉ INTRAPLI D'UN LAMINÉ ORTHOTROPE PEEK/C À FIBRES UD À DIFFÉRENTES TEMPÉRATURES ET VITESSES DE DÉPLACEMENT [37].	31
TABLEAU 4-1 : PROPRIÉTÉS MÉCANIQUES DE DIFFÉRENTES RÉSINES THERMOPLASTIQUES [48].	40
TABLEAU 4-2 : PRINCIPAUX PARAMÈTRES DE LA NORME ASTM D2344 / D2344M [49].	52
TABLEAU 5-1 : NIVEAUX DES VARIABLES DE LA PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS	57
TABLEAU 5-2 : PLAN FACTORIEL RÉDUIT - PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.	59
TABLEAU 5-3 : TEMPÉRATURE MOYENNE PENDANT LA MISE EN FORME DES PIÈCES – 1 ^È SÉRIE D'ESSAIS.	64
TABLEAU 5-4 : TABLEAU ANOVA DE LA VARIABLE ÉPAISSEUR - PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.	71
TABLEAU 5-5 : TABLEAU ANOVA DE LA VARIABLE CONTRAINTE DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE - PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.	71
TABLEAU 5-6 : TABLEAU ANOVA-MODIFIÉ DE LA VARIABLE CONTRAINTE DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE - PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.	71
TABLEAU 5-7 : VALEUR DES PARAMÈTRES DU PROCÉDÉ AMÉLIORANT LA QUALITÉ DE CONSOLIDATION.	75
TABLEAU 6-1 : VARIABLES D'ENTRÉE DU SECOND PLAN D'EXPÉRIENCE.	81
TABLEAU 6-2 : PLAN D'EXPÉRIENCE RÉDUIT POUR LA DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.	83
TABLEAU 6-3 : TEMPÉRATURE MOYENNE PENDANT LA MISE EN FORME DES PIÈCES – 2 ^È SÉRIE D'ESSAIS.	87
TABLEAU 6-4 : PREMIÈRE PHASE DE L'ANOVA DE LA VARIABLE « ÉPAISSEUR » – DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.	101
TABLEAU 6-5 : PREMIÈRE PHASE DE L'ANOVA DE LA VARIABLE « CONTRAINTE DE CISAILLEMENT » – DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.	101
TABLEAU 6-6 : PHASE FINALE DE L'ANOVA DE LA RÉPONSE « ÉPAISSEUR » – DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.	102
TABLEAU 6-7 : PHASE FINALE DE L'ANOVA DE LA RÉPONSE « CONTRAINTE DE CISAILLEMENT » – DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.	102
TABLEAU 6-8 : VALEUR DES PARAMÈTRES DU PROCÉDÉ AMÉLIORANT LA QUALITÉ DE CONSOLIDATION.	104
TABLEAU A-1 : PLAN FACTORIEL COMPLET DE LA PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.	A-3
TABLEAU A-2 : TABLE ORTHOGONALE DE TYPE L_8 .	A-5
TABLEAU A-3 : PLAN FINAL DE LA PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.	A-6
TABLEAU A-4 : TABLE ORTHOGONALE DE TYPE L_{27} .	A-9
TABLEAU A-5 : PLAN FINAL DE LA DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.	A-11
TABLEAU B-1 : DONNÉES BRUTES D'ÉPAISSEUR DE PAROI DE LA PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.	B-3

TABLEAU B-2 : CALCULS PRÉLIMINAIRES POUR L'ANOVA DE LA VARIABLE « ÉPAISSEUR ».....	B-3
TABLEAU B-3 : TABLEAU RÉSUMÉ DES RÉSULTATS DE LA VARIABLE « ÉPAISSEUR »,	B-4
TABLEAU B-4 : TABLEAU ANOVA DE LA VARIABLE « ÉPAISSEUR » - 1 ^È SÉRIE D'ESSAIS.....	B-7
TABLEAU B-5 : TABLEAU ANOVA DE LA VARIABLE « CONTRAINTE DE CISAILLEMENT » - 1 ^È SÉRIE D'ESSAIS.	B-8
TABLEAU C-1 : TABLEAU ANOVA DE LA RÉPONSE « ÉPAISSEUR » - 2 ^È SÉRIE D'ESSAIS.	C-2
TABLEAU C-2 : TABLEAU ANOVA DE LA RÉPONSE « ÉPAISSEUR », AVEC INTERACTIONS – 2 ^È SÉRIE D'ESSAIS.	C-6
TABLEAU C-3 : TABLEAU ANOVA OPTIMISÉ DE LA RÉPONSE « ÉPAISSEUR » – 2 ^È SÉRIE D'ESSAIS.	C-8
TABLEAU C-4 : TABLEAU INITIAL DE L'ANOVA DE LA RÉPONSE « CONTRAINTE DE CISAILLEMENT » - 2 ^È SÉRIE D'ESSAIS.	C-10
TABLEAU C-5 : TABLEAU INITIAL DE L'ANOVA DE LA RÉPONSE « CONTRAINTE DE CISAILLEMENT » - 2 ^È SÉRIE D'ESSAIS.	C-11
TABLEAU D-1 : DIMENSIONS DES ÉPROUVETTES DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE - PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.	D-2
TABLEAU D-2 : RÉSULTATS DES ESSAIS DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE – PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.	D-3
TABLEAU D-3 : LECTURE DE LA TEMPÉRATURE INTERNE DES LAMINÉS AU MOMENT DE LA MISE EN FORME – DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.	D-4
TABLEAU D-4 : DIMENSIONS DES ÉPROUVETTES DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE - DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.....	D-7
TABLEAU D-5 : RÉSULTATS DES ESSAIS DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE - DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.	D-9
TABLEAU F-1 : CONFIGURATION DES CARTOUCHES CHAUFFANTES DU MOULE.....	F-4

Liste des figures

FIGURE 1-1 : RÉPARTITION, PAR POIDS, DES MATÉRIAUX COMPOSANT LE BOEING 787 [1].	2
FIGURE 1-2 : EXEMPLES DE PIÈCES EN COMPOSITES THERMOPLASTIQUES POUR L'INDUSTRIE AÉRONAUTIQUE. À GAUCHE, UNE PIÈCE DE STRUCTURE D'UNE AILE D'AVION [8]. À DROITE, LA PORTE D'ACCÈS À LA MAINTENANCE D'UNE AILE D'AVION [7].	2
FIGURE 2-1 : LES PRINCIPAUX PROCÉDÉS DE THERMOFORMAGE DES COMPOSITES.	8
FIGURE 2-2 : SCHÉMA MONTRANT UNE CONFIGURATION DE MOULAGE AVEC SERRE-FLAN.	9
FIGURE 2-3 : CYCLE TYPIQUE DU THERMOFORMAGE-ESTAMPAGE DES COMPOSITES [9].	10
FIGURE 2-4 : PRINCIPALES ARCHITECTURES DE RENFORT : (A) RENFORT UNIDIRECTIONNEL, (B) RENFORT TISSÉ ET (C) TISSU UNIDIRECTIONNEL (ADAPTÉ DE [26]).	12
FIGURE 2-5 : MÉCANISMES DE DÉFORMATION PRIMAIRES : (A) LA PERCOLATION DE RÉSINE ET (B) L'ÉCOULEMENT TRANSVERSAL DES FIBRES (ADAPTÉ DE [25]).	14
FIGURE 2-6 : MÉCANISME DE DÉFORMATION SECONDAIRE : LE GLISSEMENT INTERPLI (ADAPTÉ DE [14]).	14
FIGURE 2-7 : MÉCANISMES DE DÉFORMATION TERTIAIRE : (A) CISAILLEMENT INTRAPLI D'UN PLI UD, (B) CISAILLEMENT INTRAPLI D'UN PLI TISSÉ ET (C) ROTATION INTERPLI (ADAPTÉ DE [25]).	14
FIGURE 2-8 : DÉFAUTS STRUCTURELS TYPIQUES DE LA MISE EN FORME PAR THERMOFORMAGE-ESTAMPAGE : (A) LA RUPTURE DES FIBRES, (B) L'ONDULATION DES FIBRES, (C) LE FLAMBAGE DES PLIS ET (D) LA FORMATION DE REPLIS (ADAPTÉ DE [21]).	16
FIGURE 3-1 : VARIATION D'ÉPAISSEUR EN FONCTION DE LA POSITION ET DE LA PRESSION D'ESTAMPAGE POUR UNE PIÈCE HÉMISPHERIQUE EN PP/VERRE UD [0 ₂ /90 ₂] _s . ADAPTÉ DE [11].	20
FIGURE 3-2 : VARIATION D'ÉPAISSEUR EN FONCTION DE LA POSITION ET DE LA DIRECTION PAR RAPPORT AUX FIBRES POUR UNE PIÈCE HÉMISPHERIQUE EN PEI/VERRE TISSÉ. ADAPTÉ DE [29].	20
FIGURE 3-3 : OBSERVATIONS DE FRIEDRICH ET HOU [5]. (A) GÉOMÉTRIE DU MOULE UTILISÉ ET (B) COURBE DE LA DISTRIBUTION D'ÉPAISSEUR DE LA PIÈCE EN FONCTION DE LA PRESSION D'ESTAMPAGE ET DE L'ORIENTATION DES FIBRES (ADAPTÉ DE [5]).	21
FIGURE 3-4 : OBSERVATIONS DE TRUDEL-BOUCHER ET COLL. [13]. (A) EFFET DE LA PRESSION D'ESTAMPAGE SUR LE TAUX DE POROSITÉ. (B-C) DISTRIBUTION DES POROSITÉS POUR LE TISSU DE 1485 G/M ² À 0.1 MPa ET 4 MPa RESPECTIVEMENT. (B-C) DISTRIBUTION DES POROSITÉS POUR LE TISSU DE 743 G/M ² À 0.1 MPa ET 4 MPa RESPECTIVEMENT.	22
FIGURE 3-5 : BILAN DES FORCES EN PRÉSENCE LORS DU MOULAGE D'UNE PIÈCE 3D [25].	23
FIGURE 3-6 : DISTRIBUTION DE LA TEMPÉRATURE AU SEIN D'UN ÉCHANTILLON ET POSITION DES THERMOCOUPLES DANS L'ÉCHANTILLON, SELON L'ARTICLE DE CHEN ET COLL. [32].	26

FIGURE 3-7 : QUALITÉ DE MISE EN FORME EN FONCTION DE LA TEMPÉRATURE D'ESTAMPAGE ET DE LA VITESSE DE FERMETURE DU MOULE. ADAPTÉ DE [30].....	27
FIGURE 3-8 : SCHÉMATISATION DU RHÉOMÈTRE À TORSION UTILISÉ PAR GROVES ET STOCKS [35].	29
FIGURE 3-9 : PRINCIPE DE L'ESSAI "PICTURE-FRAME", ADAPTÉ DE [38].....	30
FIGURE 3-10 : ESSAI DE TYPE "BIAS-EXTENSION". (A) MONTAGE À L'ÉTAT INITIAL [41] ET (B) FORME TYPIQUE D'UN ÉCHANTILLON DÉFORMÉ [40].....	32
FIGURE 3-11 : MISE EN FORME D'UN DÔME HÉMISPHERIQUE [21]. (A) RÉSULTAT DE SIMULATION AVEC $\eta_T = 4$ kPa.s ET $\eta_L = 6$ kPa.s, (B) RÉSULTAT DE SIMULATION AVEC $\eta_T = \eta_L = 300$ kPa.s.....	33
FIGURE 4-1 : DIMENSIONS DES PLAQUES PRÉCONSOLIDÉES PAR LE CDCQ/IMI (À GAUCHE) ET LE CDCQ/CTFA (À DROITE), AINSI QUE LEUR PLAN DE DÉCOUPE DES FLANS.....	39
FIGURE 4-2 : POSITION DES THERMOCOUPLES PRÉMOULÉS DANS LES FLANS LORS DE LA PRÉCONSOLIDATION.....	39
FIGURE 4-3 : VUE GÉNÉRALE DU MONTAGE EXPÉRIMENTAL.....	41
FIGURE 4-4 : SCHÉMA MONTRANT LA CONFIGURATION DU FOUR INFRAROUGE.....	41
FIGURE 4-5 : CADRE-SUPPORT AVEC UN FLAN INSTALLÉ, PRÊT À ÊTRE PRÉCHAUFFÉ.....	42
FIGURE 4-6 : POSITION DES THERMOCOUPLES DANS LE MOULE. (A) MATRICE ET (B) POINÇON.....	44
FIGURE 4-7 : VUE AGRANDIE DU MOULE ET DE SES PRINCIPAUX COMPOSANTS.....	44
FIGURE 4-8 : DÉFORMATION DU MATÉRIAU ENTRAÎNANT L'AUGMENTATION D'ÉPAISSEUR DE LA PAROI DE LA PIÈCE, FORTEMENT LOCALISÉE EN PÉRIPHÉRIE.....	49
FIGURE 4-9 : IDÉALISATION DE L'EFFET DE L'ÉPAISSEUR DU LAMINÉ SUR LA CONSOLIDATION D'UNE PIÈCE.....	50
FIGURE 4-10 : POSITION DES 4 COUPONS POUR LES ESSAIS DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE ET RELATION AVEC LA MESURE DE LA VARIABLE ÉPAISSEUR.....	51
FIGURE 4-11 : SCHÉMA ILLUSTRANT L'HYPOTHÈSE DE COMPARABILITÉ DES RÉSULTATS OBTENUS DE L'ESSAI DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE BIAISÉ ET LES RÉSULTATS SUIVANT LA NORME.....	53
FIGURE 4-12 : SCHÉMA DU MONTAGE DE FLEXION 3-POINT – CARACTÉRISATION DU CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE.....	54
FIGURE 5-1 : ÉVOLUTION DES PARAMÈTRES D'INTÉRÊT DE LA PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS LORS D'UN CYCLE DE MOULAGE EN MODE NON ISOTHERME.....	56
FIGURE 5-2 : ÉVOLUTION DE LA TEMPÉRATURE DES THERMOCOUPLES PRÉMOULÉS LORS D'UN CYCLE DE MOULAGE NON-ISOTHERME (ESSAI 5). (A) DÉCONSOLIDATION PARTIELLE DU FLAN LORS DU PRÉCHAUFFAGE. (B) LE FLAN SORT DU FOUR IR. (C) LE FLAN EST DÉPOSÉ AU-DESSUS DU MOULE. (D) PREMIER CONTACT POINÇON/FLAN. (E) FIN DE LA FERMETURE DU MOULE (ATTEINTE DE LA POSITION D'ÉQUILIBRE). (F) DÉBUT DE LA PHASE DE REFROIDISSEMENT DU MOULE.....	61
FIGURE 5-3 : RÉSULTATS BRUTS, SOUS FORME GRAPHIQUE, DE LA VARIATION D'ÉPAISSEUR MOYENNE NORMALISÉE - PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.....	66
FIGURE 5-4 : APERÇU DU FINI DE SURFACE POUR DE (A) L'ESSAI #2 ($E = 3.28\%$) ET DE (B) L'ESSAI #3 ($E = -2.39\%$). 66	

FIGURE 5-5 : EXEMPLE D'UNE FISSURE INDIQUANT UNE RUPTURE EN MODE II.	67
FIGURE 5-6 : RÉSULTATS BRUTS DE LA CONTRAINTE DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE MOYENNE, À LA RUPTURE DE L'ÉPROUVETTE – PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.....	68
FIGURE 5-7 : GRAPHE LINÉAIRE DE L'INFLUENCE DES PARAMÈTRES SUR LA VARIABILITÉ DE L'ÉPAISSEUR MOYENNE DE LA PIÈCE - PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.	73
FIGURE 5-8 : MICROGRAPHIE DE L'EMPILEMENT DES COUCHES DES ESSAIS 1 (A) ET 8 (B).	74
FIGURE 5-9 : GRAPHE LINÉAIRE DE L'INFLUENCE DES PARAMÈTRES SUR LA VARIABILITÉ DE LA CONTRAINTE DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE MOYENNE - PREMIÈRE SÉRIE D'ESSAIS.	74
FIGURE 6-1 : ÉVOLUTION DES PARAMÈTRES D'INTÉRÊT DE LA DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS LORS D'UN CYCLE DE MOULAGE EN MODE ISOTHERME.....	78
FIGURE 6-2 : ÉVOLUTION ISOTHERME DU TAUX DE CRISTALLINITÉ DU PEEK/CARBONE À DIFFÉRENTES VALEURS DE TEMPÉRATURE [53].	80
FIGURE 6-3 : ÉVOLUTION DE LA TEMPÉRATURE DES THERMOCOUPLES PRÉMOULÉS LORS D'UN CYCLE DE MOULAGE ISOTHERME (ESSAI 23). (A) DÉCONSOLIDATION PARTIELLE DU FLAN LORS DU PRÉCHAUFFAGE. (B) LE FLAN SORT DU FOUR IR. (C) LE FLAN EST DÉPOSÉ AU-DESSUS DU MOULE. (D) PREMIER CONTACT POINÇON/FLAN. (E) FIN DE LA FERMETURE DU MOULE (ATTEINTE DE LA POSITION D'ÉQUILIBRE). (F) OUVERTURE DU MOULE ET DÉMOULAGE DE LA PIÈCE.	84
FIGURE 6-4 : COURBE DE L'ÉVOLUTION DE LA TEMPÉRATURE LUE PAR LE THERMOCOUPLE PRÉMOULÉ, CÔTÉ POINÇON (T/C 3) ET LA PRESSION LUE PAR LE CAPTEUR DE PRESSION À L'INTÉRIEUR DU MOULE POUR L'ESSAI #3 DU L ₂₇	89
FIGURE 6-5 : PROBLÈME RELIÉ À LA LECTURE DE PRESSION PAR LE CAPTEUR DANS LE MOULE.	90
FIGURE 6-6 : SCHÉMA MONTRANT L'EFFET DU FROTTEMENT À LA BASE DE LA PIÈCE (EN PÉRIPHÉRIE) SUR LA TENSION DANS LE FLAN.	90
FIGURE 6-7 : COMPARAISON ENTRE LA PRESSION D'ESTAMPAGE NOMINALE ET LA PRESSION D'ESTAMPAGE MESURÉE PAR LE CAPTEUR.	91
FIGURE 6-8 : RÉSULTATS BRUTS DES VARIATIONS D'ÉPAISSEUR MOYENNE DE LA PAROI DE LA PIÈCE, À LA PÉRIPHÉRIE DE LA PORTION CYLINDRIQUE, POUR LA DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.	92
FIGURE 6-9 : MORPHOLOGIE DE LA SURFACE EXTÉRIEURE D'UNE PIÈCE MOULÉE LORS DE LA 2 ^e SÉRIE D'ESSAIS.	94
FIGURE 6-11 : DÉFORMATION ANORMALE D'UNE ÉPROUVETTE DE L'ESSAI #27.	97
FIGURE 6-10 : RÉSULTATS BRUTS DE LA CONTRAINTE DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE MOYENNE, À LA RUPTURE DE L'ÉPROUVETTE – DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.	98
FIGURE 6-12 : GRAPHE LINÉAIRE DE L'INFLUENCE DES PARAMÈTRES SUR LA VARIABILITÉ DE L'ÉPAISSEUR MOYENNE DE LA PIÈCE – DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.	103
FIGURE 6-13 : GRAPHE LINÉAIRE DE L'INFLUENCE DES PARAMÈTRES SUR LA VARIABILITÉ DE LA CONTRAINTE DE CISAILLEMENT INTERLAMINAIRE MOYENNE - DEUXIÈME SÉRIE D'ESSAIS.....	103

FIGURE A-1 : GRAPHES LINÉAIRES ASSOCIÉS À LA TABLE ORTHOGONALE L_8 .	A-6
FIGURE A-2 : GRAPHE LINÉAIRE CHOISI POUR L'ASSIGNATION DANS LA TABLE L_{27} .	A-11
FIGURE C-3 : AUGMENTATION POTENTIELLE DE L'EFFET LIÉ À LA VARIANCE DE L'ERREUR DANS L'ANOVA SUITE À L'AJOUT D'UNE VARIABLE D'ENTRÉE.	C-8
FIGURE E-1 : DIVISION DU PROGRAMME D'ACQUISITION/CONTRÔLE SOUS LABVIEW ^{MC} .	E-4
FIGURE E-2 : PANNEAU DE CONTRÔLE DU PROGRAMME D'ACQUISITION/CONTRÔLE SOUS LABVIEW ^{MC} .	E-5
FIGURE F-1 : EXEMPLE DE TIGE GUIDE UTILISÉS POUR LE GUIDAGE DES MOULES D'INJECTION DE PLASTIQUE [56].	F-2
FIGURE F-2 : EXEMPLE D'ANALYSE PAR ÉLÉMENTS FINIS DU CHAUFFAGE DE LA MATRICE DU MOULE. (A) VISUALISATION DE LA TEMPÉRATURE (EN ÉCHELLE DE COULEURS) DE LA SURFACE DE LA MATRICE DU MOULE À L'ÉQUILIBRE. (B) COURBE D'ÉVOLUTION DE LA SURFACE MOULANTE DE LA MATRICE EN FONCTION DU TEMPS.	F-3

Liste des sigles et des abréviations

ANOVA	Analyse de variance (de l'anglais « ANalysis Of Variance »)
b	Largeur médiane de l'éprouvette de cisaillement interlaminaire
CTPFC	Composite thermoplastique à fibres continues
ddl	Nombre de degrés de liberté
ddl_{ε}	Nombre de degrés de liberté attribués à l'erreur
ddl_{θ}	Nombre de degrés de liberté attribués à la variable θ
\bar{e}	Moyenne des mesures d'épaisseur de la pièce associée
$F_{prat,\theta}$	Facteur de variabilité pratique calculé de la variance de la variable θ
$F_{ddl\theta,ddl\varepsilon,\alpha}$	Facteur de Fisher-Snedecor pour un seuil α avec $ddl\theta$ degrés de liberté au numérateur et $ddl\varepsilon$ degrés de liberté au dénominateur
h	Épaisseur médiane de l'éprouvette de cisaillement interlaminaire
n	Nombre d'expériences du plan réduit
N	Nombre d'expérience du plan complet
$N_{\delta,i}$	Nombre d'observations faites au niveau i de l'interaction δ
$N_{\theta,i}$	Nombre d'observations faites au niveau i de la variable θ
PEEK	Polyéther-éther-cétone (de l'anglais « poly-ether-ether-ketone »)
PEI	Polyéther-imide
P_{MAX}	Charge en flexion 3-point à la rupture de l'éprouvette
PP	Polypropylène

S_e	Écart-type associé à l'épaisseur moyenne
S_τ	Écart-type associé à la contrainte de cisaillement interlaminaire moyenne
SC_T	Somme des carrés totale
SC_δ	Somme des carrés de l'interaction δ
SC_ε	Somme des carrés de l'erreur
SC_θ	Somme des carrés de la variable θ
$T_{\delta,i}$	Somme des observations faites au niveau i de l'interaction δ
$T_{\theta,i}$	Somme des observations faites au niveau i de la variable θ
T/C	Thermocouple
UD	Unidirectionnel(s)(le)(les)
V_f	Pourcentage volumique de fibres
V_ε	Variance associée à l'erreur
V_θ	Variance associée à la variable θ
\bar{X}_i	Moyenne des observations faite sur la réponse réelle i
Y_i	Valeur réelle de la réponse i
\bar{E}	Pourcentage de variation de l'épaisseur moyenne de la pièce associée par rapport à la mesure nominale
ε	Erreur expérimentale
$\bar{\tau}$	Contrainte de cisaillement interlaminaire moyenne
τ_{MAX}	Contrainte de cisaillement interlaminaire à la rupture de l'éprouvette

Chapitre 1. Introduction

De l'âge de pierre à l'ère aérospatiale, l'évolution de l'homme se trace au fil des découvertes et de la mise en œuvre des matériaux qui l'entourent. La progression au niveau du développement de nouveaux matériaux a permis d'assurer le pas à l'avancement technologique. L'époque actuelle n'est plus marquée par la transformation des matériaux existants, mais par le développement de matériaux synthétiques ou composites de hautes performances. En raison de leur nature, les matériaux composites offrent une meilleure flexibilité en matière de conception puisqu'ils permettent d'adapter localement leurs propriétés à une application spécifique. Cette flexibilité, jumelée à la diminution drastique de leurs coûts de mise en œuvre, a mené à une forte recrudescence de leurs utilisations dans le domaine de l'aéronautique. À titre d'exemple, la répartition des matériaux entrant dans la fabrication du Boeing 787 démontre de l'utilisation massive des composites en aéronautique, alors que 50% du poids total de l'appareil est fait de matériaux composites [1] (cf. Figure 1-1). Comme l'explique Marsh [2], l'avènement des matériaux composites a littéralement propulsé l'industrie aéronautique, lui permettant de se développer à une vitesse fulgurante.

À ce jour, il existe de nombreuses familles de matériaux composites se déclinant en autant de configurations. Depuis peu, les composites à matrice thermoplastique de haute performance ont fait l'objet d'un intérêt grandissant des industries spécialisées. On retrouve plusieurs études de cas dans la littérature qui témoignent de ce fort intérêt, notamment dans le domaine des équipements de sport haut de gamme [3, 4], du transport [5] et de l'industrie militaire [6]. Or, l'industrie aéronautique est reconnue pour être l'une des plus intéressées par l'évolution des composites thermoplastiques, particulièrement les composites thermoplastiques à fibres continues (CTPFC) [7, 8] (cf. Figure 1-2). Notons d'ailleurs que jusqu'à tout récemment, l'exclusivité était détenue

par les composites à matrice thermodurcissable. Cet engouement grandissant est relié au fait que les CTPFC présentent de nombreux avantages vis-à-vis de leurs contreparties thermodurcissables. On parle alors d'une meilleure tolérance à l'endommagement et à la propagation de fissures, des possibilités de recyclage, de l'absence d'une durée de vie en entreposage (« shelf life ») et de délais de polymérisation de la matrice.

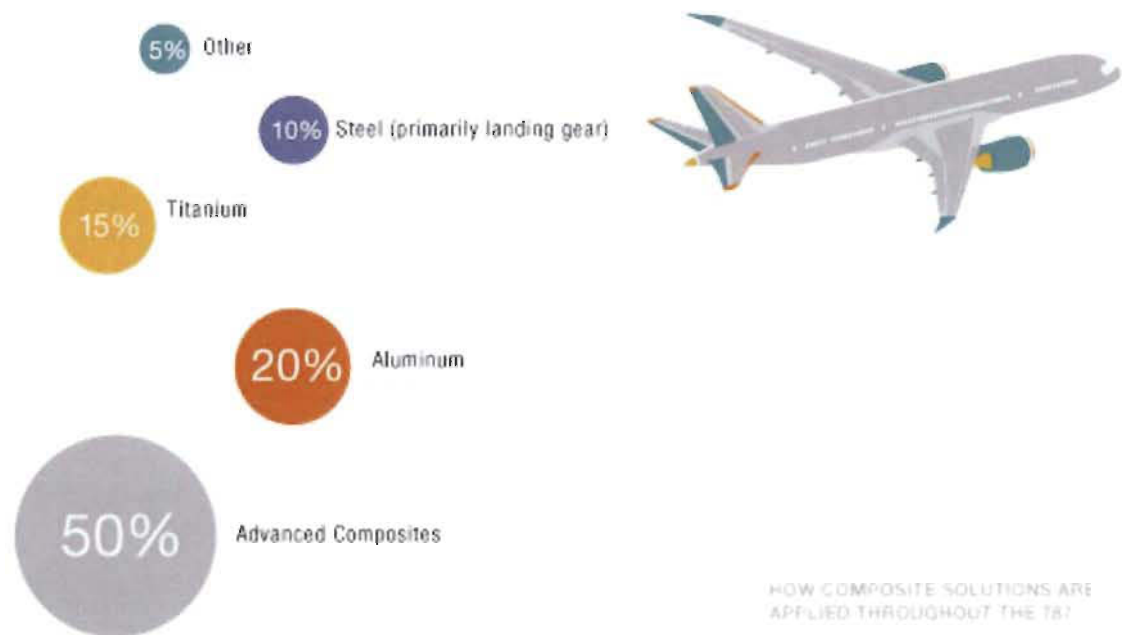


Figure 1-1 : Répartition, par poids, des matériaux composant le Boeing 787 [1].



Figure 1-2 : Exemples de pièces en composites thermoplastiques pour l'industrie aéronautique. À gauche, une pièce de structure d'une aile d'avion [8]. À droite, la porte d'accès à la maintenance d'une aile d'avion [7].

Les CTPFC peuvent être mis en forme selon un bon nombre de procédés. Cela permet la production de pièces à différentes échelles [9, 10]. Chaque classe de procédés vise la fabrication de pièces de taille et de géométrie spécifiques. En outre, les procédés de thermoformage des composites sont grandement utilisés à cause de leur capacité à mouler des pièces de géométries complexes et de tailles variées. Parmi ceux-ci se distingue le procédé de thermoformage-estampage. Il s'agit d'un procédé où un flan, initialement plat, est chauffé au-dessus de la température de fusion de la résine thermoplastique pour ensuite être déformé par l'entremise d'un moule rigide qui conforme le matériau à sa géométrie finale. Il est d'ailleurs considéré comme l'un des procédés de fabrication des CTPFC les plus rentables, permettant une cadence et un volume de production élevés.

Sa mise en œuvre demeure néanmoins précaire. La phase de prototypage d'une pièce donnée est généralement réalisée par des essais itératifs. Cela amène inévitablement une augmentation des coûts de développement. Afin de bénéficier des nombreux avantages qu'expose ce procédé de mise en forme, il reste encore à développer des outils fiables qui permettront de prévoir le comportement de la préforme lors du moulage. Cela permettra, entre autres, de concevoir la pièce de manière à optimiser sa faisabilité sans nuire à son fonctionnement. La formation de défauts, la réorientation des fibres et la distribution d'épaisseurs de la paroi sont généralement des aspects cruciaux pour juger de la qualité d'une pièce. Afin de mieux comprendre les enjeux reliés au thermoformage-estampage des CFTC, de nombreuses études se sont penchées sur le sujet. Certaines, dont Hou [11], De Luca *et coll.* [12] et Trudel-Boucher *et coll.* [13], ont permis d'étudier la manière dont les composites réagissent à la mise en forme ainsi qu'aux paramètres du procédé. D'autres études se sont appliquées à caractériser les paramètres des matériaux vis-à-vis des principaux modes de déformation induits par le procédé, tel que le cisaillement intrapli et interpli [14-17]. D'autres encore se sont consacrées à modéliser ou à simuler la mise en forme par

thermoformage-estampage, [18-20] ou encore à valider expérimentalement ces modèles [8, 12, 21, 22] afin de fournir à l'industrie de nouveaux outils de conception/simulation précis et efficaces. Jusqu'à maintenant, la plupart des recherches menées sur le thermoformage-estampage se sont concentrées sur les CTPFC à plis tissés, laissant peu de résultats directement applicables aux CTPFC à plis unidirectionnels. Or, Haanappel *et coll.* [8] ont clairement montrés que ces deux classes de matériau, bien que similaire, affichent un comportement différent lors de la mise en forme.

L'objet de la présente étude visait l'évaluation expérimentale du thermoformage-estampage d'une pièce tridimensionnelle en vue de la détermination des paramètres ayant le plus d'influence sur la qualité de mise en forme. Le matériau étudié est composé d'une résine semi-cristalline, le polyéther-éther-cétone (PEEK), et de fibres de carbone unidirectionnelles formant l'un des matériaux composites les plus performants à ce jour, mais aussi l'un des plus difficiles à mettre en forme [23]. Un moule chauffant en acier a été spécialement conçu pour cette application. La géométrie de la pièce a été choisie de manière à combiner plusieurs géométries simples, qui ont souvent été utilisées dans la littérature. De plus, un programme d'acquisition et de contrôle a été développé dans le logiciel LabVIEW^{MC} afin de contrôler la température du moule. Deux séries d'essais ont été effectuées afin de mettre en lumière l'implication du procédé sur la qualité de mise en forme des pièces. La première série d'essais se voulait une étude préliminaire du procédé afin de se familiariser avec les équipements et de développer une compréhension générale de l'effet du procédé sur la qualité de la pièce. Dans cette première série, 4 paramètres ont été étudiés : la température de préchauffage du laminé, la température du moule, le temps de transfert entre le four et le moule et finalement, la pression appliquée par la presse lors du moulage. La deuxième série d'essais s'est penchée sur certains aspects ayant été négligés lors de la première série, notamment, l'utilisation d'un cycle de moulage plus rapide et la considération du taux

de cristallisation de la résine thermoplastique sur les propriétés au cisaillement du matériau. À la différence de la première série d'essais, la seconde néglige le temps de transfert et inclut plutôt un temps de résidence dans le moule chauffé. Dans les deux cas, le critère de qualité sur lequel s'est basée l'analyse des résultats était la consolidation de la pièce. Ce critère a été quantifié par la mesure de l'épaisseur de la paroi de la pièce et sa résistance au cisaillement interlaminaire.

La suite de ce document est structurée en plusieurs chapitres. Le chapitre II est une introduction aux concepts usuels reliés au thermoformage des CTPFC ainsi qu'aux composites de manière générale. Ces concepts seront utilisés dans la suite du document. La revue des travaux relatifs à ce procédé et publiés dans la littérature sera présentée au chapitre III. Par la suite, la méthodologie générale employée dans le cadre des travaux expérimentaux sera détaillée dans le chapitre IV. Les chapitres V et VI présenteront les résultats et l'analyse de deux séries d'essais de mise en forme de la géométrie tridimensionnelle. Finalement, les chapitres VII et VIII seront respectivement alloués à la discussion des résultats obtenus et de leur applicabilité, ainsi qu'à la conclusion du mémoire.

Chapitre 2. Définition des concepts usuels

2.1. Introduction

Ce premier chapitre a pour but de définir les notions importantes qui seront utilisées tout au long de cet ouvrage. D'abord, une brève définition caractéristique des procédés de thermoformage des composites sera donnée. Le procédé de thermoformage-estampage sera ensuite décrit. Une définition sommaire de ce qu'est un composite à fibres continues ainsi que leurs différentes catégories seront exposées. Finalement, une attention particulière sera accordée à la description des mécanismes de déformation et des défauts structuraux qui interviennent dans la mise en forme par thermoformage-estampage des composites thermoplastiques à fibres continues.

2.2. Description du procédé

Les procédés de thermoformage des composites s'appliquent aux pièces minces (différence marquée entre l'épaisseur et les autres dimensions) dont l'épaisseur reste généralement uniforme sur la totalité de la pièce. Ils impliquent la déformation d'une plaque de composite, initialement plane, que l'on appelle le flan. Ainsi, le flan, dont la matrice est à l'état fondu, est alors mis en forme en le comprimant contre la surface d'un moule rigide. La conformation du flan sur le moule définit la géométrie finale de la pièce. Il existe une multitude de procédés de thermoformage des composites qui varient en fonction de la façon dont la déformation du flan s'effectue.

2.2.1. Les différents procédés de thermoformage des composites

Il existe plusieurs procédés de thermoformage des composites. Les plus importants sont discutés par Lebrun [24] et Vaidya et Chawla [9]. Ces procédés figurent sous quatre classes, suivant la façon dont la déformation du flan s'effectue lors du moulage.

Le moulage sous vide avec diaphragme (« diaphragm forming »), tel que montré dans le haut de la Figure 2-1, consiste à insérer le flan entre deux diaphragmes de manière à former une enveloppe hermétique. Le vide est ensuite fait à l'intérieur de cette

enveloppe. Comme pour tous les procédés de thermoformage des composites, le tout est préchauffé dans un four à une température excédant la température de fusion de la matrice. Le flan est ensuite placé au-dessus de la cavité du moule. Une pression négative (vacuum) est ensuite appliquée à l'intérieur de la cavité du moule et une pression positive (facultative) est appliquée à l'autre surface du flan. Les différences de pression engendrées entre les deux surfaces du flan provoquent la déformation de ce dernier jusqu'à se conformer complètement au moule.

L'hydroformage, montré au centre de la Figure 2-1, utilise un réservoir muni d'une membrane élastique. Le réservoir est rempli d'un liquide quelconque. Lors de la mise en forme du flan, un poinçon, ayant la forme finale de la pièce, vient presser le flan, à l'état fondu, sur la membrane du réservoir. La pression hydrostatique ainsi générée conforme le matériau à la géométrie du poinçon.

Le moulage sur caoutchouc est montré au bas de la Figure 2-1. Il se divise en 2 types. Le premier est similaire au procédé d'hydroformage, à la différence qu'il emploie un bloc de caoutchouc pour remplacer le réservoir de liquide et la membrane élastique. La conformation est alors assurée par la déformation du caoutchouc et sa rigidité. Le deuxième type de moulage sur caoutchouc est plus près du moulage par thermoformage-estampage. Il emploie un moule bipartite composé d'une matrice rigide et d'un poinçon en caoutchouc. Dans ce procédé, le flan est conformé à la matrice du moule par l'effet de la pression quasi hydrostatique fourni par le poinçon en élastomère, lequel peut subir de grandes déformations.

2.2.2. Le procédé de thermoformage-estampage

Dans le cas présent, l'intérêt est tourné vers le procédé de thermoformage-estampage. Ce procédé est similaire au procédé d'estampage des tôles métalliques. A priori, le laminé doit être préconsolidé, c'est-à-dire que l'empilement des plis est d'abord réalisé, puis placé dans un moule plat chauffé. Une presse ferme alors le moule et exerce une pression pour consolider les plis en une seule et même plaque. Le tout se

fait à une température excédant la température de fusion du thermoplastique. La plaque est maintenue à cette température, et sous pression, pour un temps de résidence d'environ 15 à 30 minutes afin de permettre à la résine de bien imprégner le réseau de fibres. Au terme de cette attente, la plaque est refroidie et lorsque sa température atteint la température de démoulage (autour de la température de cristallisation de la matrice), elle est démoulée. Elle peut être utilisée à sa pleine grandeur ou découpée en plusieurs flans. La préconsolidation des flans est une étape préparatoire au procédé de thermoformage-estampage.

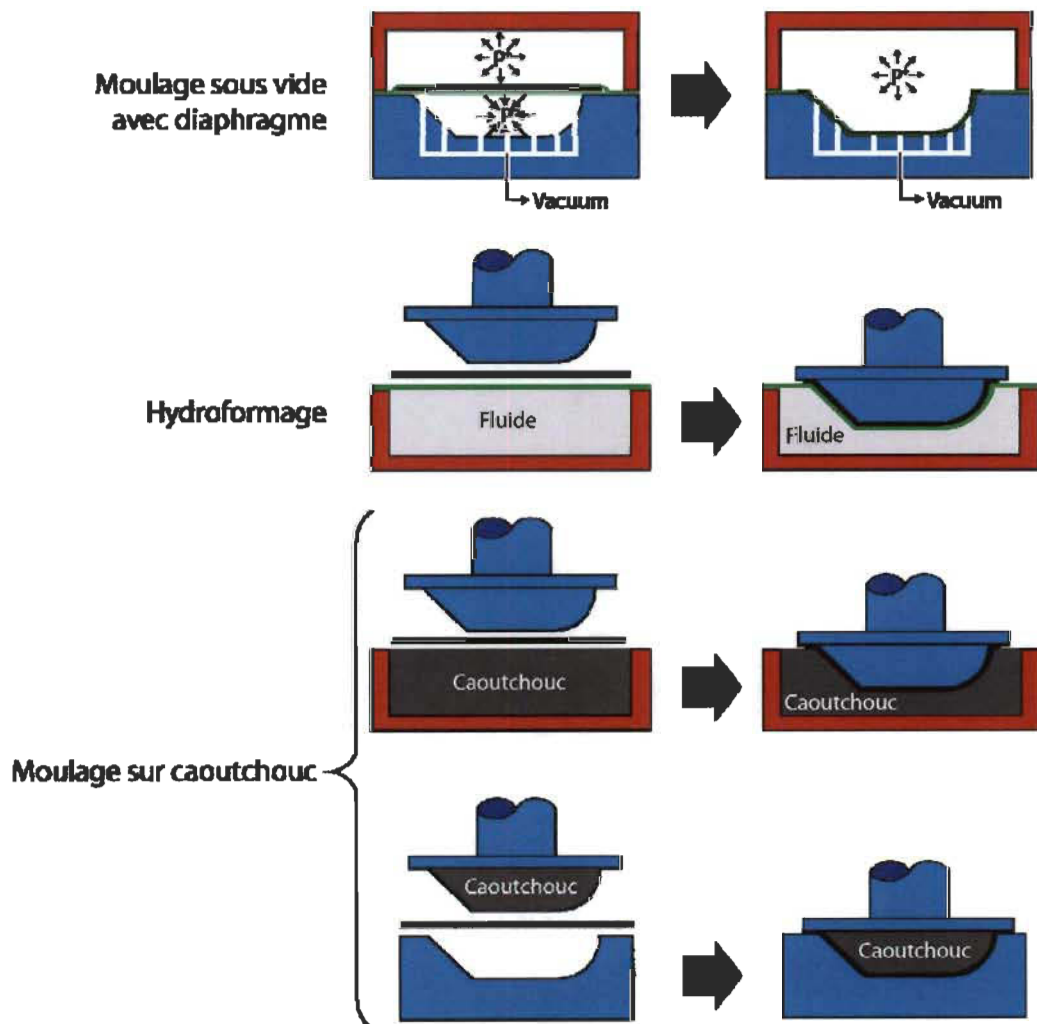


Figure 2-1 : Les principaux procédés de thermoformage des composites.

Le procédé en soi implique l'utilisation d'un moule rigide bipartite, composé d'un poinçon et d'une matrice (cf. Figure 2-2). Le processus de mise en forme général est dépeint à la Figure 2-3. D'abord, le flan est placé dans un cadre support puis est transféré dans un four pour y être préchauffé. La température de préchauffage dépend de plusieurs facteurs, mais elle doit être suffisamment élevée pour fondre complètement la résine thermoplastique. Une fois la température de préchauffage atteinte, le flan est transféré entre le poinçon et la matrice pour y être conformé. Le moule peut être chauffé ou laissé à la température de la pièce. Encore une fois, le choix de chauffer ou non le moule est fonction de nombreux facteurs. Une fois le moule refermé, la pression d'estampage est maintenue pendant un court instant afin de permettre à la matrice thermoplastique de se solidifier. Une fois la pièce suffisamment rigide pour être manipulée, elle est démoulée et rognée. Dans certains cas, l'utilisation d'un système de serrage spécialisé, appelé « serre-flan », est indiquée. Sa fonction principale étant d'induire une contrainte de tension dans le composite il influence la déformation du matériau sur deux plans : il favorise le réarrangement des fibres par cisaillement intrapli et réduit les contraintes de compression planes auxquelles sont sujettes les fibres [25].

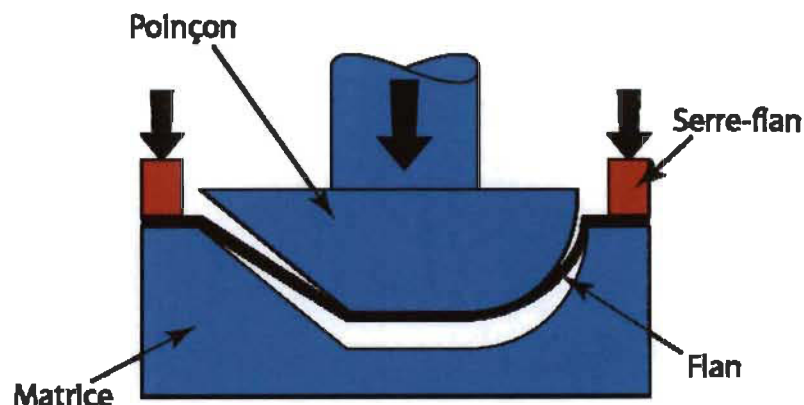


Figure 2-2 : Schéma montrant une configuration de moulage avec serre-flan.

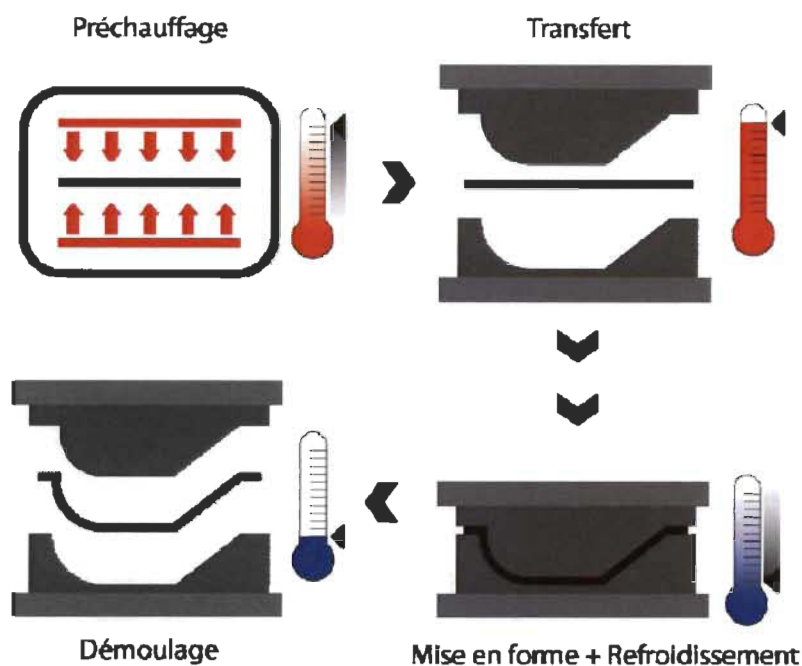


Figure 2-3 : Cycle typique du thermoformage-estampage des composites [9].

2.3. Configuration des matériaux

À la base, un matériau composite est constitué de deux composants élémentaires : la matrice et le renfort. Dans le cas présent, les CTPFC sont composés d'une matrice thermoplastique et d'un renfort sous forme de plis (ou couches) de fibres UD continues. Les matériaux employés comme matrice et renfort sont multiples (par exemple, les matrices de polypropylène, polyamide, polyétherimide, etc. et les fibres de carbone, verre, etc.).

REMARQUE

La nomenclature utilisée dans ce document, lorsqu'il est question d'agencement matrice-renfort, est la suivante : ABRÉVIATION CONTRÔLÉE DU MATÉRIAU DE LA MATRICE/Matériau du renfort. Par exemple, un composite de polyéther-éther-cétone à fibres de carbone portera la nomenclature : PEEK/Carbone.

Outre les composants élémentaires des composites, les CTPFC se déclinent en plusieurs configurations en fonction de l'architecture du renfort utilisé. Il est à noter que l'architecture du renfort joue un rôle important dans la façon dont le composite réagit à la mise en forme. Cet aspect sera traité subséquemment. On distingue 3 grandes architectures de renfort pour les fibres continues :

- ✎ les **renforts unidirectionnels** font référence aux fibres dont l'orientation est unique, c'est-à-dire que les fibres sont parallèles les unes aux autres (cf. Figure 2-4-a).
- ✎ Les **renforts tissés** sont formés de fibres regroupées sous la forme de fils unidirectionnels. Ces fils sont tissés de manière à former des mailles orthogonales (cf. Figure 2-4-b). Les deux directions principales du tissu ainsi formé, soit 0° et 90° , sont appelées respectivement la chaîne et la trame.
- ✎ Les **tissus unidirectionnels** sont une extension des renforts unidirectionnels en ce sens qu'ils se composent de plusieurs couches de fibres unidirectionnelles qui peuvent être orientées différemment. Ces couches unidirectionnelles sont orientées précisément les unes par rapport aux autres. L'empilement est ensuite cousu dans l'épaisseur par un fil indépendant (cf. Figure 2-4-c).

2.4. Contraintes cinématiques reliées aux matériaux

De par leur nature, les CTPFC sont soumis à deux contraintes dites « cinématiques » : l'inextensibilité des fibres et l'incompressibilité générale du composite. Ces deux contraintes sont d'une grande importance puisqu'elles régissent la manière dont un composite réagit lors de sa mise en forme. La contrainte d'inextensibilité est reliée à la rigidité longitudinale des fibres. Ainsi, lorsqu'une fibre est soumise à un chargement longitudinal, elle ne montre qu'une très faible déformation, quasiment nulle, dans la direction de la charge. La contrainte d'incompressibilité renvoie à l'impossibilité de

compresser le composite, ou d'en modifier le volume pour une même quantité de matière (masse volumique constante).

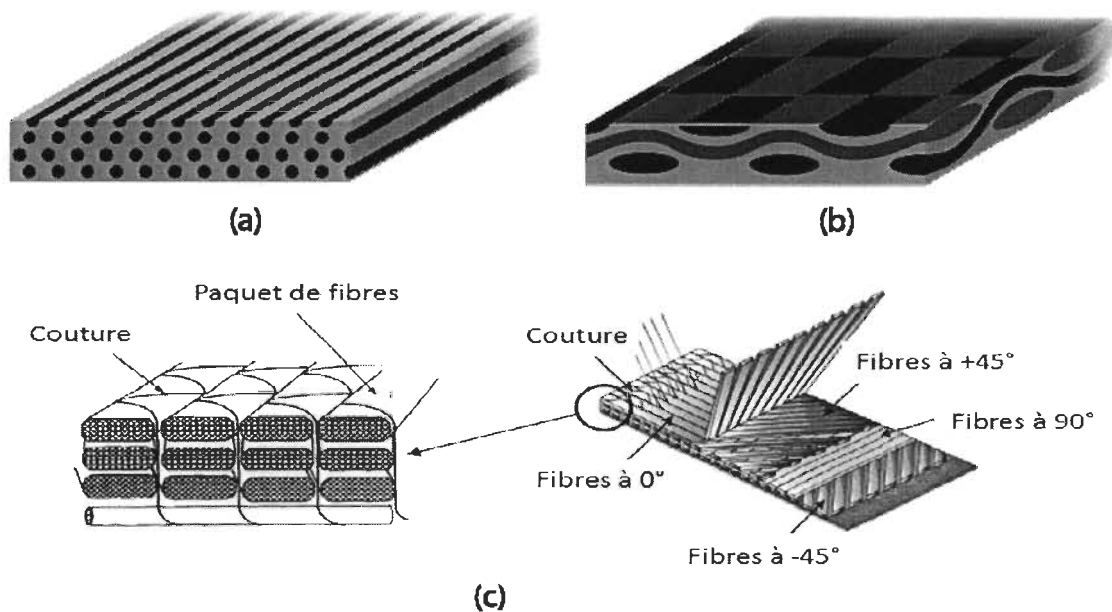


Figure 2-4 : Principales architectures de renfort : (a) renfort unidirectionnel, (b) renfort tissé et (c) tissu unidirectionnel (adapté de [26]).

2.5. Mécanismes de déformations

Comme mentionnée précédemment, la mise en forme d'une pièce selon une géométrie donnée implique nécessairement la déformation et le réarrangement de la matière au sein même du flan. Dans le procédé de thermoformage-estampage, la déformation globale du matériau est générée par la somme de plusieurs mécanismes de déformation qui tirent souvent leur source de la nature des composants élémentaires qui le compose et des efforts générés par la mise en forme. Selon McEntee et Ó Brádaigh [27], il existe une hiérarchie à ces mécanismes basée sur la complexité géométrique de la pièce finale. Ces mécanismes sont présentés dans la liste ci-dessous, suivant l'ordre hiérarchique préétabli par McEntee et Ó Brádaigh [27].

- ☞ La percolation définit l'écoulement de la résine, à l'état fondu, au travers du réseau de fibres (*cf.* Figure 2-5-a). Il s'agit d'un mécanisme primaire, car il intervient dans la mise en forme de pièces de toutes géométries.
- ☞ L'écoulement transversal se rapporte au mouvement par convection des fibres à l'intérieur de la matrice à l'état fondue, et ce, dans la direction transversale au renfort (*cf.* Figure 2-5-b). Il s'agit aussi d'un mécanisme primaire.
- ☞ Le glissement interpli (ou interlaminaire) fait référence au mouvement de translation dans le plan d'une couche par rapport à une couche adjacente (*cf.* Figure 2-6). Il s'agit d'un mécanisme secondaire, ce qui signifie qu'il se produit lors de la mise en forme de pièce à courbure simple (courbure 2D).
- ☞ Le cisaillement intrapli se réfère à la réorientation des fibres au sein d'une seule et même couche (*cf.* Figure 2-7-a,b). Pour les plis tissés, le cisaillement intrapli est caractérisé par une limite physique, l'angle de blocage, au-delà duquel la compaction latérale des fibres paralyse ce mécanisme. Il s'agit du premier mécanisme tertiaire, par conséquent il se produit pour des pièces affichant une courbure double (courbure 3D).
- ☞ La rotation interpli (ou interlaminaire) correspond au mouvement de rotation dans le plan d'une couche par rapport à une couche adjacente (*cf.* Figure 2-7-c). Il s'agit d'un mécanisme de déformation tertiaire.

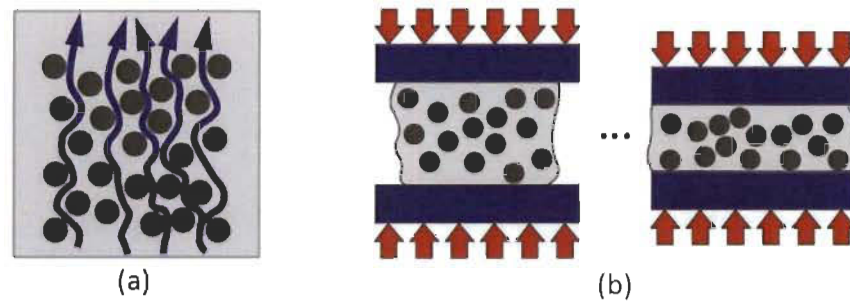


Figure 2-5 : Mécanismes de déformation primaires : (a) la percolation de résine et (b) l'écoulement transversal des fibres (adapté de [25]).

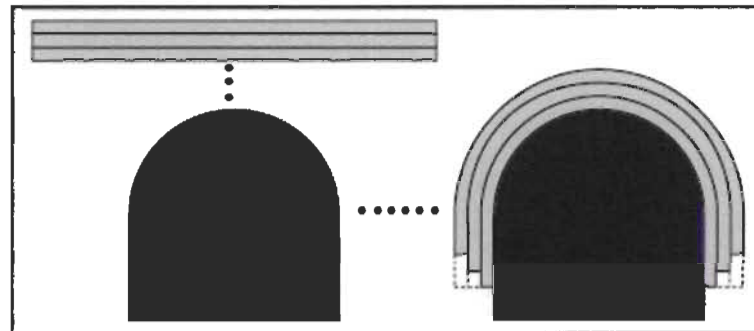


Figure 2-6 : Mécanisme de déformation secondaire : Le glissement interpli (adapté de [14]).

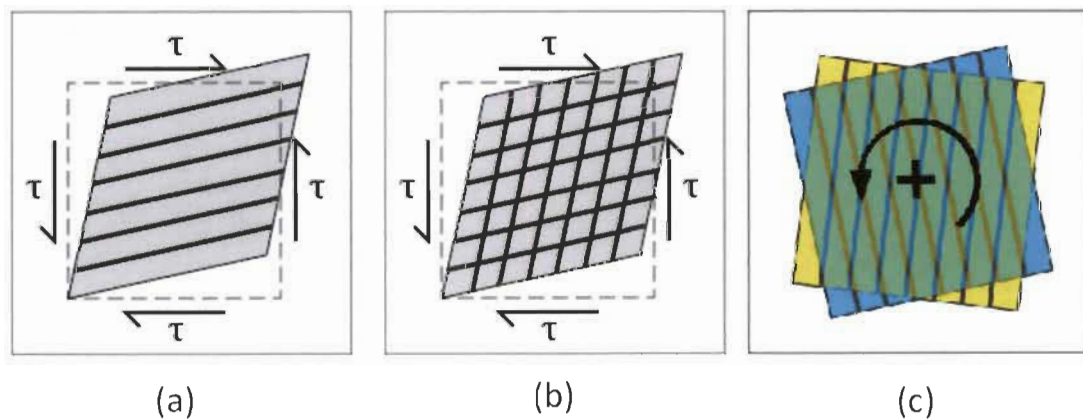


Figure 2-7 : Mécanismes de déformation tertiaire : (a) Cisaillement intrapli d'un pli UD, (b) cisaillement intrapli d'un pli tissé et (c) rotation interpli (adapté de [25]).

2.6. Défauts structuraux typiques

Comme dans tout procédé, la mauvaise maîtrise des paramètres de fabrication entraîne inexorablement la création de défauts. Dans le cas de la mise en forme des composites à fibres continues, les défauts structuraux sont les plus critiques puisqu'ils peuvent diminuer drastiquement la résistance mécanique de ces derniers. De surcroît, le procédé de thermoformage-estampage est capricieux en ce sens qu'il nécessite un ajustement adéquat des paramètres de mise en forme afin de produire une pièce sans défaut.

L'apparition de défauts dans une pièce composite thermoformée est un phénomène très complexe, résultats de l'interaction des contraintes cinématiques, des mécanismes de déformations et des paramètres du procédé. Les défauts structuraux les plus fréquents sont :

- ☞ La rupture des fibres (*cf.* Figure 2-8-a) survient lorsque les fibres sont soumises à une contrainte de tension trop élevée. Elle est associée à deux aspects de la mise en forme : l'inextensibilité des fibres et l'apport d'une force de tension dans le plan du laminé par le serre-flan. Ce défaut diminue considérablement la résistance du matériau.
- ☞ La création de zones riches en résine. Les zones riches en résine se forment lorsque la percolation de résine est trop importante. Cela a pour conséquence de modifier localement le pourcentage volumique de fibres dans la pièce. Les zones riches en résine affichent alors de moins bonnes propriétés mécaniques, tandis que les zones riches en fibres affichent une fragilité accrue.
- ☞ Le flambage des plis (*cf.* Figure 2-8-c), tout comme le flambage d'une poutre, survient lorsque les fibres sont soumises à un effort de compression dans leur direction longitudinale. Les fibres ne pouvant pas absorber l'énergie générée par la compression en se déformant

longitudinalement, elles se déforment en dehors du plan du pli, créant une ondulation dans ce dernier.

- ☞ L'ondulation des fibres (cf. Figure 2-8-b) est similaire au flambage des plis à la différence que ce sont les fibres qui flambent à dans le plan du pli, créant cette ondulation.
- ☞ La formation de replis (cf. Figure 2-8-d). Un repli se forme lorsque, sous l'action de la compression générée par le moule, une zone soumise au flambage se replie sur elle-même. La formation de replis est un défaut majeur qui affecte fortement les propriétés mécaniques d'une pièce.

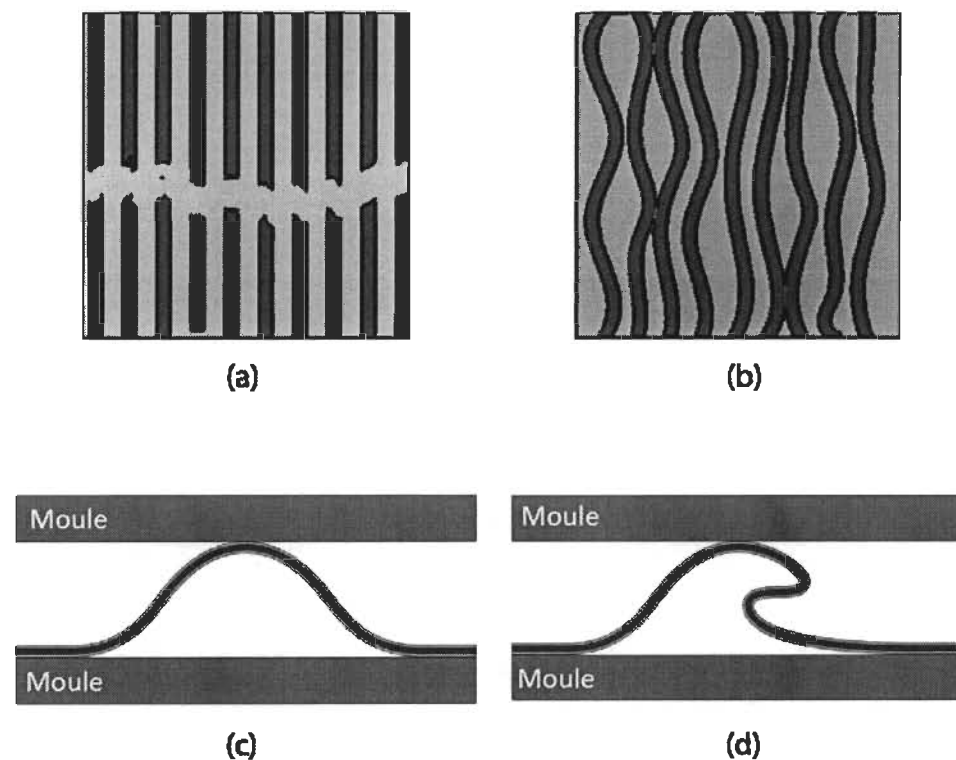


Figure 2-8 : Défauts structuraux typiques de la mise en forme par thermoformage-estampage : (a) la rupture des fibres, (b) l'ondulation des fibres, (c) le flambage des plis et (d) la formation de replis (adapté de [21]).

Chapitre 3. Revue de la littérature

Bien que les composites thermoplastiques de haute performance soient d'utilisation récente, bon nombre de chercheurs sont animés par un objectif commun : optimiser la mise en forme en vue d'une qualité accrue à coûts plus faibles. Afin d'acquérir une vision d'ensemble de la problématique qui entoure cet objectif, la section suivante présente la revue de la littérature pertinente sur le sujet. Dans ce chapitre, les différentes études recensées seront présentées suivant la catégorisation suivante. D'abord, les travaux portant sur l'étude expérimentale du procédé seront exposés afin de mettre en lumière les différents aspects de la mise en forme et l'interaction entre les paramètres du procédé et la qualité globale de la pièce finie. Ensuite, les travaux traitant de la caractérisation des matériaux seront abordés dans le but d'en présenter les rudiments ainsi que les ambiguïtés qu'elle soulève. Finalement, les travaux visant la modélisation du procédé seront présentés afin de distinguer les approches ainsi que leurs limitations.

3.1. Évaluation expérimentale de la mise en forme

De manière générale, la fonction principale d'un procédé de mise en forme est de transformer la matière afin de lui donner une forme particulière. En raison de sa nature, le procédé intervient nécessairement sur les propriétés du matériau. Les conditions selon lesquelles le processus de moulage s'effectue sont susceptibles d'altérer, ou de promouvoir, certaines propriétés de la pièce produite. De ces conditions ressortiront les paramètres importants du procédé dont le contrôle fera foi de la qualité globale de la pièce. On entend par « qualité globale », le niveau atteint par les propriétés du matériau permettant d'accomplir les fonctions principales et secondaires de la pièce. La compréhension de l'influence de chacun des paramètres de moulage, ainsi que leurs interactions, dans la mise en forme revêt alors un caractère primordial. Il devient ainsi fortement souhaitable d'optimiser le procédé pour en

dégager une rentabilité maximale, indice ultime de la performance du procédé pour une qualité de fabrication acceptable. Ainsi, pour qu'un procédé soit rentable et compétitif, il est impératif de caractériser l'effet de ses paramètres de moulage sur les critères de qualité visés par la conception d'une pièce donnée.

La fabrication de pièces en CTPFC par thermoformage-estampage ne fait pas exception à cette règle. Bien qu'il soit envisagé par certains comme l'un des procédés les plus performants dans son domaine d'action [9, 28], le procédé de thermoformage-estampage souffre d'une capacité d'adaptation restreinte, caractérisée par un manque de connaissance au niveau des interactions entre les phénomènes de déformations du matériau et les paramètres du procédé en soi. Afin de l'élever à son plein potentiel, il est dès lors nécessaire d'en comprendre les fondements. Dans cette optique, cette section présente les différentes études relevées de la littérature ayant trait à l'évaluation expérimentale du procédé de thermoformage-estampage. Les résultats de ces études sont d'abord subdivisés selon l'un des principaux paramètres du procédé et sont ensuite présentés de manière à mettre en lumière l'effet de ces mêmes paramètres sur les caractéristiques de la pièce. Finalement, les résultats principaux sont repris dans un tableau récapitulatif afin de montrer l'influence globale des paramètres sur la qualité finale d'une pièce quelconque.

3.1.1. Influence de la pression d'estampage et de la compaction.

Dans cette sous-section, plusieurs travaux relatifs à l'effet de la pression d'estampage sont présentés. Ils démontrent que la pression appliquée au flan lors du thermoformage-estampage d'une pièce est un facteur déterminant sur la qualité de cette dernière. Elle est responsable de l'écoulement de la matière dans le moule. Cela affecte la distribution d'épaisseur de la pièce ainsi que l'adhésion fibre-matrice et la consolidation générale du composite à l'échelle micro- et macroscopique.

En effectuant des essais sur un laminé de PP/verre à fibres continues, Hou [11] a démontré que la pression d'estampage influence positivement la mise en forme. En

effectuant la mise en forme d'un flan avec un empilement de $[0_2/90_2]_5$ à l'aide d'un moule hémisphérique en aluminium, il constata que l'augmentation de la pression d'estampage réduisait l'uniformité d'épaisseur de la paroi de la pièce moulée (*cf.* Figure 3-1). Au-dessus de la température de fusion du polypropylène, le gradient de pression, intrinsèquement lié à la géométrie du moule, contribuait à la percolation de la résine et à l'écoulement transversal des fibres, qui migraient alors du sommet de l'hémisphère (endroit du moule le plus pressurisé) vers sa périphérie (endroit le moins pressurisé). Non seulement l'épaisseur de la pièce n'est-elle pas uniforme, mais cette variation est fonction de la pression d'estampage utilisée. En normalisant l'épaisseur de la pièce, il a été noté que le sommet de l'hémisphère était 25, 45 et 55% plus mince que l'épaisseur nominale pour des pressions d'estampage de 8, 12 et 16 MPa respectivement.

Ce même phénomène fut observé par Hou et Friedrich [29] pour un composite préconsolidé PEI/verre à fibres tissées. Toutefois, les résultats obtenus pour le composite tissé témoignèrent d'une moins grande aisance du matériau à s'écouler dans le moule, d'où un amincissement moins prononcé de la paroi, soit 10% au sommet de l'hémisphère pour une pression de 10 MPa (*cf.* Figure 3-2). Il est à remarquer que l'orientation du plan de mesure par rapport aux directions principales des fibres (chaîne et trame) influait de manière non négligeable sur la distribution de l'épaisseur, ce qui n'est pas le cas dans [11]. Cette observation démontre la différence fondamentale entre les modes de déformations des composites tissés vis-à-vis des composites à fibres unidirectionnelles. Alors que les fibres unidirectionnelles sont libres de se déplacer transversalement à l'intérieur du pli, les fibres des tissus sont contraintes entre elles par les mailles, ce qui les empêchaient de glisser les unes par rapport aux autres. Dans ce cas, le réseau de fibres ne peut se déformer qu'en cisaillement intrapli (treillis). Les fibres se rapprochent alors l'une de l'autre et la compaction latérale provoque l'épaississement de la paroi aux endroits où ce cisaillement est le plus élevé.

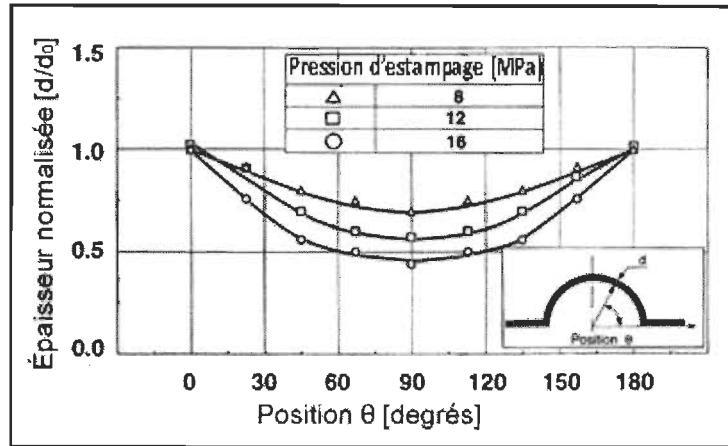


Figure 3-1 : Variation d'épaisseur en fonction de la position et de la pression d'estampage pour une pièce hémisphérique en PP/Verre UD $[0_2/90_2]_s$. Adapté de [11].

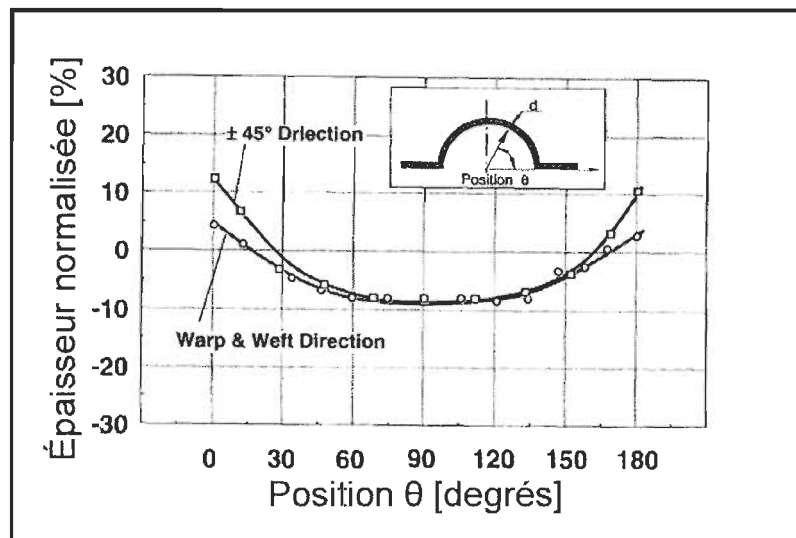


Figure 3-2 : Variation d'épaisseur en fonction de la position et de la direction par rapport aux fibres pour une pièce hémisphérique en PEI/Verre tissé. Adapté de [29].

À l'aide d'un moule cylindrique, Friedrich et Hou [30] démontrèrent l'existence d'une forte interaction entre la pression d'estampage et l'orientation des fibres pour un flan de PP/verre à plis unidirectionnels. Leur moule étant muni d'un joint d'étanchéité, l'écoulement de matière à l'extérieur du moule était empêché (cf. Figure 3-3-a). En plus d'illustrer l'influence de la pression d'estampage sur la distribution d'épaisseur de la

pièce moulée, les résultats se dégageant de cette étude affichait une forte dépendance à l'orientation des plis (cf. Figure 3-3-b). Cela s'explique par le fait que, pour les laminés à plis unidirectionnels, l'écoulement transversal est un mode de déformation opposant moins résistance que la percolation de la résine. La géométrie du moule induisant un gradient de pression du sommet vers les côtés du demi-cylindre, il est donc vraisemblable que les laminés ayant des plis parallèles à l'axe du cylindre aient une variabilité d'épaisseur plus prononcée et inversement. Un autre aspect noté par Friedrich et Hou [30] était la présence d'une pression, dite critique, pour laquelle l'épaisseur globale de la pièce moulée restait relativement constante.

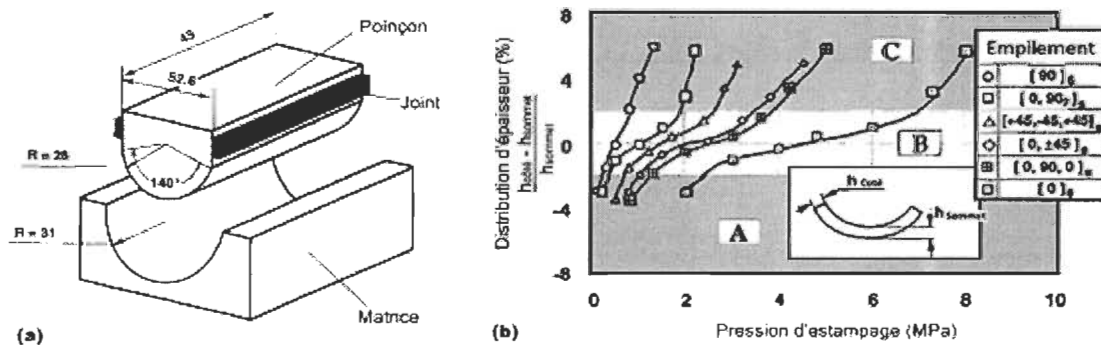


Figure 3-3 : Observations de Friedrich et Hou [5]. (a) Géométrie du moule utilisé et (b) courbe de la distribution d'épaisseur de la pièce en fonction de la pression d'estampage et de l'orientation des fibres (adapté de [5]).

Trudel-Boucher *et coll.* [13] effectuèrent des essais où la consolidation du laminé était faite pendant le moulage plutôt que sur des flans préconsolidés. Deux multicouches PP/Verre à plis tissés furent employés, le grammage des plis (743 g/m^2 et 1485 g/m^2) était alors la principale différence entre ces deux composites. Les multicouches furent moulés suivant une forme de pyramide à base carrée dont le sommet est tronqué. De ces essais se dégagèrent plusieurs observations. D'abord, ils notèrent que l'augmentation de la pression d'estampage, passant de 0.1 MPa à 6 MPa , réduisit le taux de porosité dans la pièce (cf. Figure 3-4-a) en favorisant l'écoulement de la résine

dans le réseau fibreux. De plus, il a été observé que l'augmentation de la pression d'estampage provoquait la migration des porosités des zones riches en résine vers les zones riches en fibres (cf. Figure 3-4-b à -c). Le résultat fut l'obtention d'une meilleure adhésion des plis entre eux, puis des fibres entre elles, résultant en de meilleures propriétés mécaniques en flexion.

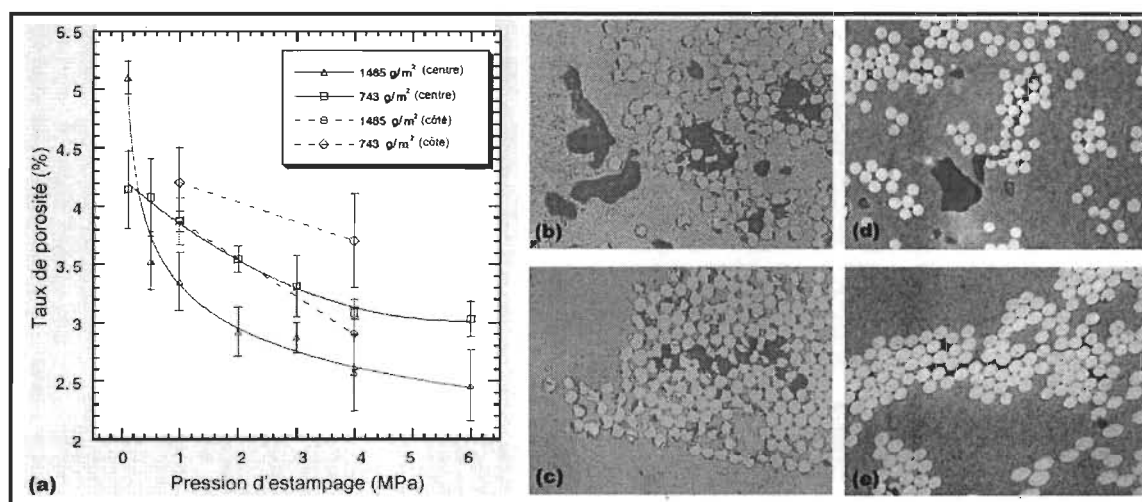


Figure 3-4 : Observations de Trudel-Boucher et coll. [13]. (a) Effet de la pression d'estampage sur le taux de porosité. (b-c) Distribution des porosités pour le tissu de 1485 g/m² à 0.1 MPa et 4 MPa respectivement. (d-e) Distribution des porosités pour le tissu de 743 g/m² à 0.1 MPa et 4 MPa respectivement.

3.1.2. Influence du système de serre-flan

Hou et coll. [25] expliquèrent les forces en présence lors du moulage d'une pièce tridimensionnelle. Le bilan effectué permet de mettre en lumière la réelle utilité du serre-flan lors du moulage qui est d'induire une tension dans le flan par le biais des forces de frottement (cf. Figure 3-5).

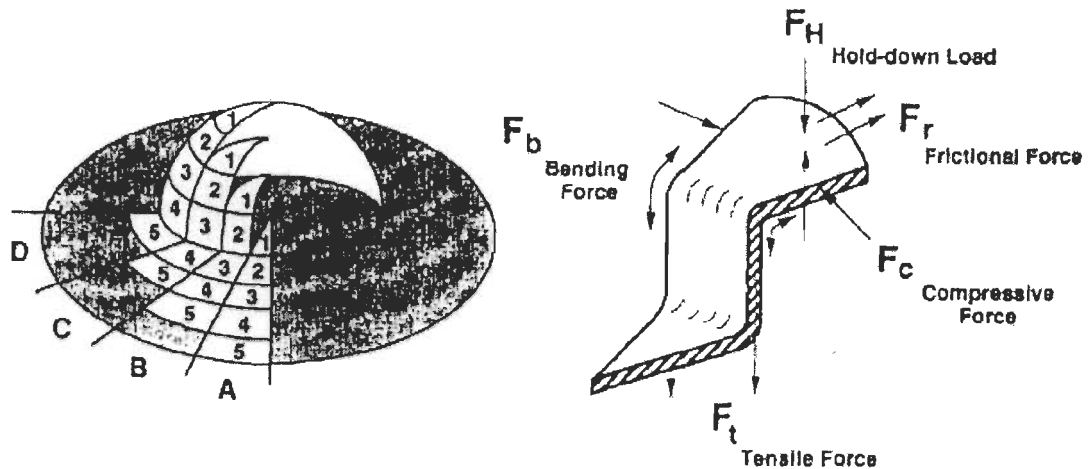


Figure 3-5 : Bilan des forces en présence lors du moulage d'une pièce 3D [25].

Hou [11] étudièrent l'influence de la contrainte membrane induite par le serre-flan sur la qualité d'une pièce hémisphérique. Le moule comprenait un anneau métallique monobloc servant de serre-flan, afin de comprimer le laminé sur la surface plane à l'extérieur de la cavité du moule. La pression générée à l'interface créait alors une force de frottement s'opposant au mouvement du laminé pendant qu'il était attiré à l'intérieur la cavité du moule sous l'effet du poinçon. La contrainte membrane ainsi générée était alors fonction de la pression appliquée par le serre-flan. Selon les résultats obtenus, l'augmentation de la contrainte membrane induite à l'intérieur du flan s'opposait aux contraintes de compression latérale générées lors du moulage et réduit du même coup la tendance au flambage des plis et à la formation des replis dans la pièce. Ainsi, lorsque la contrainte de compression était réduite en dessous de la contrainte critique de flambage, ce défaut avait tendance à se résorber.

Les mêmes observations furent relevées par De Luca *et coll.* [12] pour le moulage d'une pièce double dôme (la géométrie double dôme est composée d'un demi-cylindre et d'un quart de sphère à chaque extrémité). Selon les auteurs, le type d'empilement quasi isotrope utilisé $[(45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ/45^\circ/90^\circ/-45^\circ/0^\circ/45^\circ/-45^\circ)_2]$ pour ces essais serait l'un des plus difficiles à mettre en forme avec succès. Le serre-flan utilisé était

fabriqué d'une seule pièce sous la forme d'un anneau oblong afin de reproduire la forme de la périphérie de la pièce. La pièce moulée sans serre-flan affichait des replis longitudinaux et la distribution des replis sur les surfaces intérieures et extérieures de la pièce était différente. L'épaisseur du laminé aux endroits affectés par les replis étant nécessairement supérieure, une mauvaise consolidation sous la forme du délaminage des plis fut obtenue. Ces aspects n'ont pas été observés pour la pièce moulée avec le système de serre-flan. Cela démontrât que son utilisation est favorable à la mise en forme, non seulement pour réduire la formation de replis, mais aussi pour maintenir une épaisseur uniforme en empêchant le délaminage. Néanmoins, l'intensité de la contrainte membrane dans le flan est limitée par la résistance en tension des fibres. Si la contrainte dépasse la résistance des fibres, ces dernières se rompent, allant jusqu'à la perforation du laminé par le poinçon [29].

Le système de serre-flan monobloc offre certes de bons avantages quant à la qualité de mise en forme par thermoformage-estampage, mais il ne sied guère aux pièces affichant une géométrie plus complexe. Lin *et coll.* [20] ont étudié le potentiel d'un serre-flan segmenté, c'est-à-dire un serre-flan dont la zone de contact n'est pas continue sur toute la périphérie de la cavité. Ce type de système permît de moduler la tension induite dans le flan. Lors du moulage de pièces hémisphériques, ils notèrent une légère amélioration de la formabilité de la pièce lorsque les points de contact avec le flan étaient localisés de manière à ce que le vecteur de tension plane soit dirigé dans la direction parallèle aux fibres ainsi que dans les directions $\pm 45^\circ$.

La déformation du matériau lors du moulage étant fortement relié à l'architecture du renfort et à son empilement, la contrainte membrane optimale, en tout point du laminé, ne pouvait pas être constante, même pour une géométrie axisymétrique. Dans leur étude, Lin *et coll.* [20] remarquèrent que l'application des forces de tension de manière localisée influence la capacité du matériau à se déformer en cisaillement intrapli en fonction de la position des points d'appui du système de serre-flan

segmenté. Ceci influençait à la fois l'orientation finale des fibres et l'apparition des défauts, tels que les replis et l'ondulation des fibres. Dans une autre étude, Haanappel *et coll.* [21] observèrent que l'utilisation d'un serre-flan segmenté favorisait la formation de replis autour des zones d'appui du serre-flan.

Les conclusions d'ensemble de ces travaux illustrent bien la problématique entourant l'application des contraintes de tension dans le procédé de mise en forme, à savoir comment doit-on appliquer celles-ci sur le laminé pour obtenir une pièce présentant le moins de défauts possible? Cette question est d'autant plus complexe qu'elle doit tenir compte d'une multitude de critères tels que l'empilement des couches (séquence et orientation), l'architecture du renfort, la géométrie de la pièce, etc.

3.1.3. Influence de la température d'estampage

La température d'estampage influence fortement la qualité finale d'une pièce en CTPFC. Il existe une forte relation entre la viscosité d'un plastique et sa température à l'état fondu. De manière générale, plus la température augmente, plus la viscosité de la résine diminue [31]. Pour la mise en forme des composites thermoplastiques, cela se traduit par une plus grande facilité à déformer le matériau, provoquant une diminution de l'état de contraintes internes lors du moulage.

Chen *et coll.* [32] démontrèrent indirectement cette sensibilité à la température. Leur montage expérimental faisant en sorte que le four, ouvert sur un côté, ne chauffait pas uniformément le flan, de sorte qu'une différence d'environ 50°C fut obtenue entre le point le plus chaud et le point le plus froid (cf. Figure 3-6). Pendant le moulage, ils remarquèrent que la quantité de matière entraînée dans le moule était plus importante du côté de l'échantillon qui affichait la température la plus élevée.

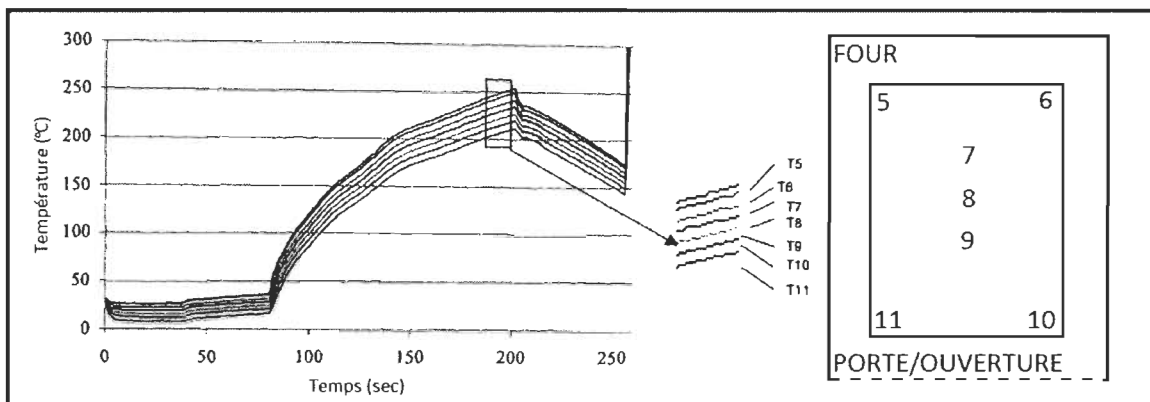


Figure 3-6 : Distribution de la température au sein d'un échantillon et position des thermocouples dans l'échantillon, selon l'article de Chen et coll. [32].

L'effet de la température sur la qualité de mise en forme fut aussi étudié par Friedrich et Hou [30]. En effectuant des essais de moulage à différentes combinaisons températures de préchauffage/vitesse d'estampage, ils conclurent qu'il existe trois fenêtres de mise en œuvre (cf. Figure 3-7). La première (I) se distinguait par une température d'estampage trop faible, de sorte que la contrainte de cisaillement nécessaire pour amorcer le glissement interpli était trop élevée du fait que la résine était à la limite entre l'état solide et liquide. Le glissement interpli étant empêché, les contraintes de compression induites dans les plis situés à l'intérieur des parties courbes augmentaient jusqu'à atteindre la contrainte critique de flambage des fibres (cf. Figure 3-7). À ce moment, le délaminage et le flambage des plis survinrent. La seconde fenêtre (II) était marquée par une température médiane où le flambage et le délaminage furent évités, mais où les fibres montraient une ondulation en surface. Finalement, la troisième fenêtre (III) représentait la fenêtre de mise en œuvre acceptable à l'intérieur de laquelle la température était assez élevée pour permettre au laminé de se déformer librement, selon les mécanismes requis par la géométrie de la pièce, afin d'empêcher la formation de défauts.

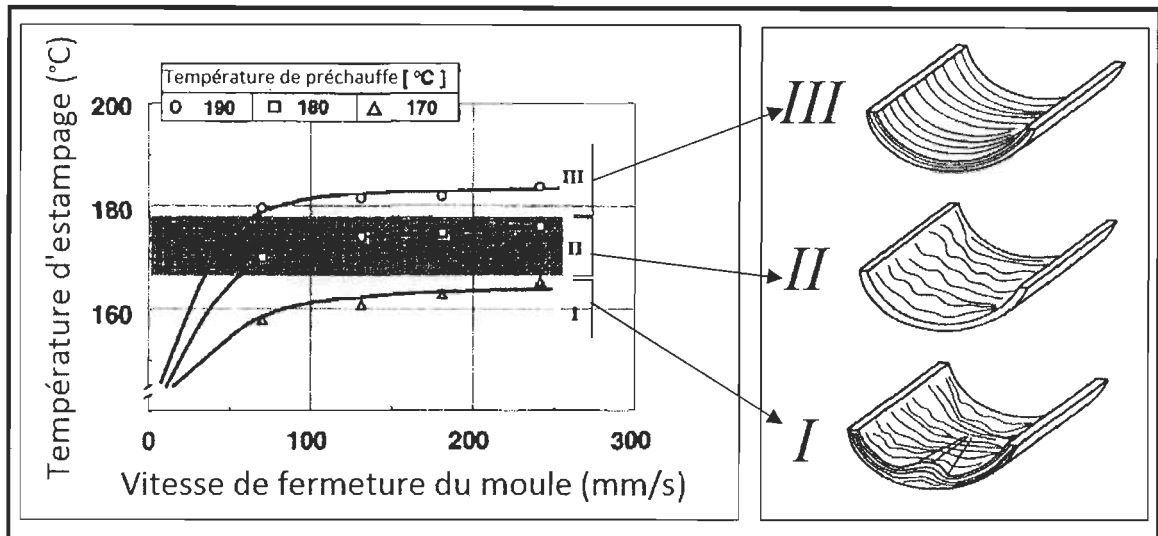


Figure 3-7 : Qualité de mise en forme en fonction de la température d'estampage et de la vitesse de fermeture du moule. Adapté de [30].

3.1.4. Influence de la vitesse d'estampage

La vitesse d'estampage est définie comme la vitesse à laquelle le moule se ferme lors de la phase d'estampage du matériau. Le champ de vitesse de déformation du matériau est relié à ce paramètre. L'interaction entre la vitesse d'estampage et la cinétique de déformation du matériau fut démontrée par De Luca *et coll.* [12]. Ils observèrent une amélioration de la qualité de mise en forme de la pièce pour les vitesses réduites. Les contraintes générées par la mise en forme furent plus faibles à vitesse réduite, de sorte que les fibres furent moins sujettes à se briser ou à se désorienter. Par le fait même, les contraintes de cisaillement visqueux furent aussi réduites, ce qui améliorait la capacité du matériau à se conformer en favorisant les mécanismes de déformation.

3.2. Caractérisation des matériaux

La caractérisation des matériaux joue un double rôle. Elle vise d'abord à comprendre comment se déroule la mise en forme en regard des mécanismes de déformation. Elle permet aussi d'établir des lois de comportement en regard de certains paramètres du

matériau. Pour le thermoformage-estampage, la mise en forme est majoritairement fonction de cinq paramètres du matériau [8, 18, 33], soit : les rigidités en tension et en flexion du composite, la viscosité en cisaillement dans le plan du laminé ainsi que les coefficients de frottement entre les plis et entre le laminé et les parois du moule.

3.2.1. Caractérisation de la viscosité en cisaillement des matériaux

Au fil des années, de nombreuses méthodes ont été mises de l'avant pour caractériser les CTPFC en regard de leur viscosité en cisaillement. Pour les composites à fibres UD, l'écoulement dans le plan est caractérisé par deux paramètres : les viscosités transverse et longitudinale. La viscosité transverse est reliée à un écoulement perpendiculaire aux fibres tandis que la viscosité longitudinale fait référence à la direction des fibres.

Les techniques de mesure par rhéomètre à torsion (*cf.* Figure 3-8) ont d'abord été utilisées pour caractériser le cisaillement des CTPFC. Cet appareil est utilisé, entre autres, pour déterminer les propriétés en cisaillement des matériaux viscoélastiques. Son fonctionnement consiste à soumettre un échantillon, à l'état fondu (très visqueux dans le cas des plastiques), à un mouvement oscillatoire pour y induire une déformation en cisaillement dynamique. Le couple est alors mesuré et mis en relation avec la déformation, par le biais de la fréquence d'oscillation. Traditionnellement, ce type d'essai était limité aux plastiques non renforcés. Rogers [34] développât la mécanique des CTFC pour l'appliquer au rhéomètre à torsion. Il établit ainsi les relations entre les viscosités en cisaillement transverse et longitudinale et le couple mesuré sur l'appareil. Ces relations ont été réutilisées par Groves et Stocks [35] pour démontrer la dépendance des viscosités d'un composite PEEK/carbone à la température et au taux de cisaillement.

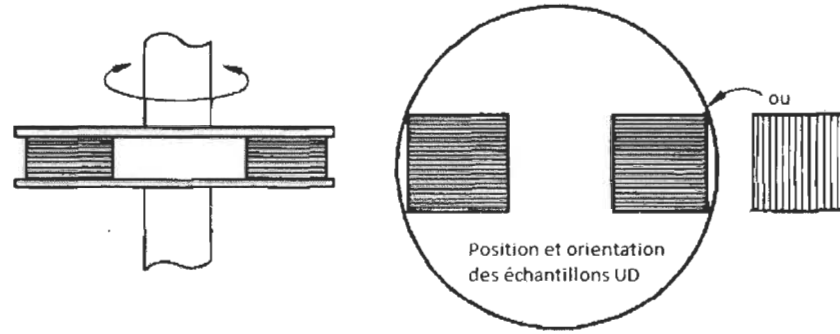


Figure 3-8 : Schématisation du rhéomètre à torsion utilisé par Groves et Stocks [35].

Shuler et Advani [36] utilisèrent, quant à eux, la méthode de l'écoulement par compression pour caractériser la viscosité transverse d'un composite PEEK/Carbone à fibres UD. Dans ce cas, le mécanisme de déformation principal est l'écoulement transversal. Cette méthode consiste à forcer l'écoulement du matériau en le comprimant entre deux plateaux chauffés à une température fixe, supérieure à la température de fusion de la matrice. Un modèle de Carreau a été développé à l'aide des résultats obtenus. Ce modèle est représenté par l'équation (3.1) où η_T est la viscosité transverse, $\dot{\gamma}$ est la vitesse de cisaillement intrapli et η_0 , λ et n sont des constantes déterminées expérimentalement. Pour le PEEK, les résultats obtenus sont montrés au Tableau 3-1.

$$\eta_T = \eta_0 \left[1 + (\lambda \dot{\gamma})^2 \right]^{\frac{(n-1)}{2}} \quad (3.1)$$

Tableau 3-1 : Paramètres du modèle de Carreau pour la viscosité intrapli du PEEK/C UD à 370°C [36].

Viscosité à vitesse de cisaillement nulle (η_0)	2.5 x 10 ⁶ Pa.s
Constante de temps (λ)	50.0 secondes
Indice de comportement non newtonien (n)	0.65

Par ailleurs, McGuinness et Ó Brádaigh [37] réalisèrent des essais de « picture-frame » avec des échantillons PEEK/carbone à fibres unidirectionnelles. Le principe du « picture-frame » est le suivant (cf. Figure 3-9) : l'échantillon carré est fixé à un cadre support par ses quatre côtés. Le cadre est constitué de quatre membrures indépendantes reliées entre elles par des pivots. Lorsqu'une force de traction est appliquée à deux coins opposés, le cadre induit une déformation de cisaillement intrapli à l'échantillon (déformation treillis pour un renfort tissé).

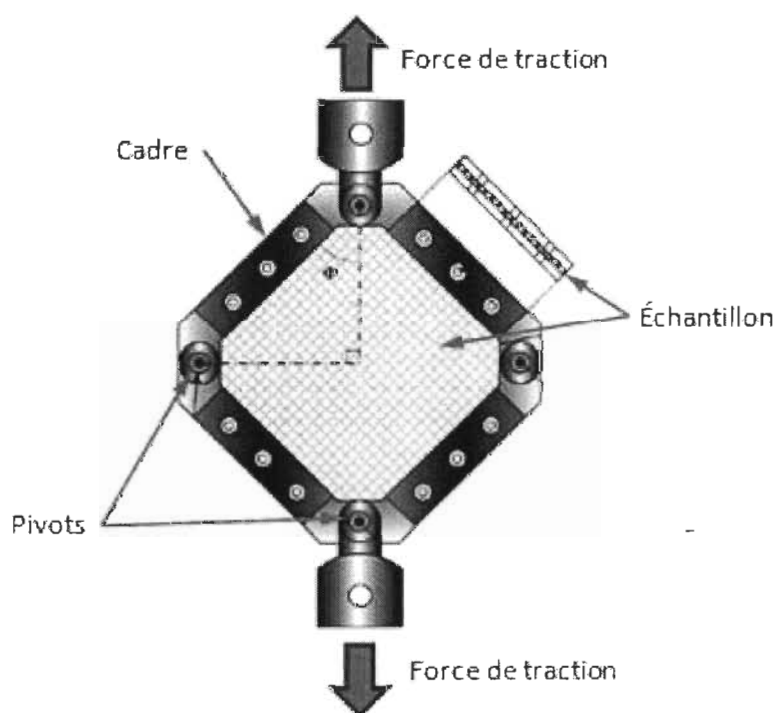


Figure 3-9 : Principe de l'essai "picture-frame", adapté de [38].

Suite aux essais de « picture-frame », avec des échantillons à plis unidirectionnels orientés à 0° , il leur a été impossible de déterminer une relation définissant la viscosité intrapli du matériau. Le matériau, n'ayant des fibres que dans une direction, se déconsolidait lors de l'essai, et ce, à cause de la nature de la déformation induite par celui-ci [14, 37]. Par contre, McGuinness et Ó Brádaigh [37] purent générer des données concluantes pour des laminés orthotropes composés de plis UD. La réponse

du matériau vis-à-vis du cisaillement intrapli fut modélisée par une loi de puissance sous la forme des équations (3.2) et (3.3), où η_L et η_T sont respectivement les viscosités intrapli dans la direction longitudinale et transversale aux fibres et $\dot{\gamma}$ est le taux de cisaillement plan subi par l'échantillon. m_L , m_T et n sont les paramètres déterminés expérimentalement (cf. Tableau 3-2, pour le PEEK).

$$\eta_L = m_L \dot{\gamma}^{n-1} \quad (3.2)$$

$$\eta_T = m_T \dot{\gamma}^{n-1} \quad (3.3)$$

Tableau 3-2 : Paramètres du modèle de loi de puissance pour la viscosité intrapli d'un laminé orthotrope PEEK/C à fibres UD à différentes températures et vitesses de déplacement [37].

Température (°C)	Vitesse de déplacement (mm/min)	Paramètres		
		n	m_L	m_T
360	10, 100, 300 et 500	0.15	0.18	0.5
370	10 et 100	0.42	0.36	1.25
	300 et 500	0.40	0.19	1.00
380	10 et 500	0.28	0.1	0.18
	100 et 300	0.28	0.27	0.18

Une autre technique largement utilisée pour la caractérisation du cisaillement intrapli des plis tissés est l'essai de « bias-extension ». Cet essai est similaire à l'essai de traction pour lequel les fibres sont orientées à $\pm 45^\circ$ par rapport à l'axe de traction (cf. Figure 3-10). Bon nombre de chercheurs [15, 16, 22] utilisèrent cette méthode, mais son utilisation est quasiment exclusive aux plis tissés puisqu'elle nécessite deux directions de renfort. Toutefois, Larberg *et coll.* [39] et Potter [40] utilisèrent des multicouches UD orthotrope pour effectuer la caractérisation en cisaillement intrapli avec cette méthode.

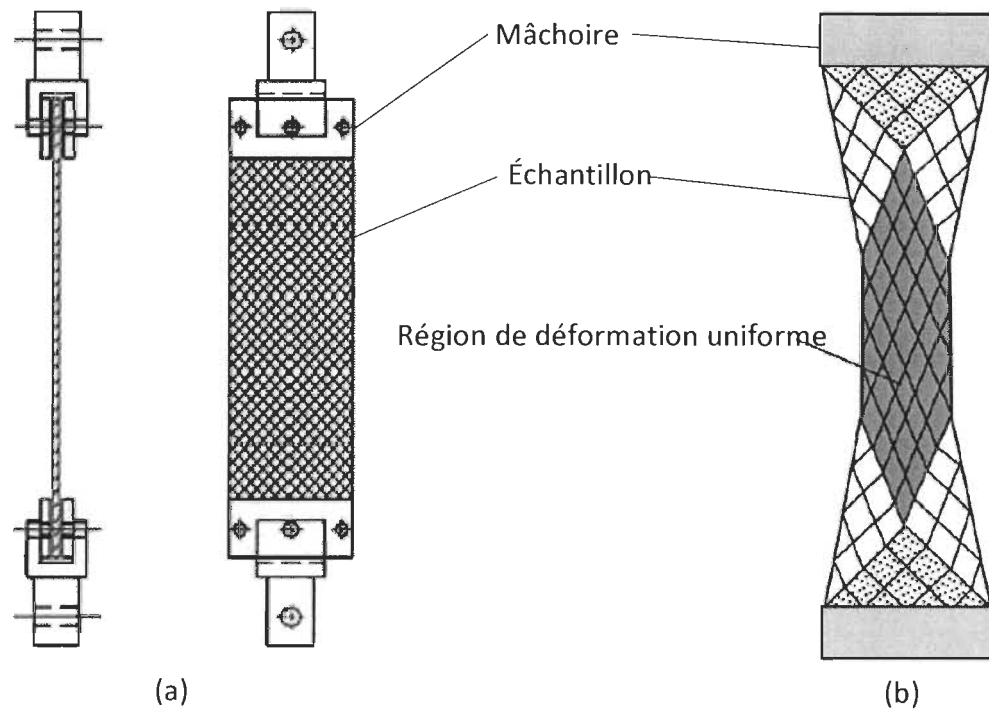


Figure 3-10 : Essai de type "Bias-extension". (a) Montage à l'état initial [41] et (b) forme typique d'un échantillon déformé [40].

Bien que plusieurs méthodes aient été développées pour mesurer le même ensemble de paramètres, les résultats sont discordants d'une méthode à l'autre, variant parfois de plus d'un ordre de grandeur [14]. Il est donc difficile d'identifier avec précision les véritables valeurs des viscosités qui régissent la déformation en cisaillement intrapli. À cet effet, Lebrun *et coll.* [41] mirent en lumière la difficulté à obtenir des données fiables par les méthodes de « picture-frame » et de « bias-extension ». Dans le cas du « bias-extension », l'échantillon, à l'état fondu, tendait à s'affaisser sous son propre poids. La déformation faisait alors intervenir une importante déformation en flambage du pli. D'autre part, les essais de « picture-frame » montrèrent un manque flagrant de reproductibilité. Ce problème fut associé au fait qu'un alignement parfait des fibres par rapport aux membrures du cadre-support est impossible et que la moindre déviation induit une légère contrainte de tension dans les fibres qui, étant plus rigides que la

matrice à l'état fondu, biaisait significativement la mesure enregistrée par l'appareil d'essai.

Comme la mise en forme d'un composite par thermoformage est dominée par la déformation en cisaillement intrapli, l'incapacité à fournir un modèle fiable décrivant ce mécanisme se répercute inévitablement sur la précision des résultats obtenus par un quelconque modèle de prédiction du procédé. Par ailleurs, Haanappel *et coll.* [21] mirent en lumière ce phénomène de « garbage-in, garbage-out » en évaluant la sensibilité de leur modèle d'éléments finis. Ils soumirent leur modèle à des viscosités variant de deux ordres de grandeur. Le résultat, quant à la formation des replis, est montré à la Figure 3-11. Bien que l'apparence générale de replis en bordure de la pièce fût similaire d'un essai à l'autre, la portion centrale restait fortement influencée par le changement de viscosité.

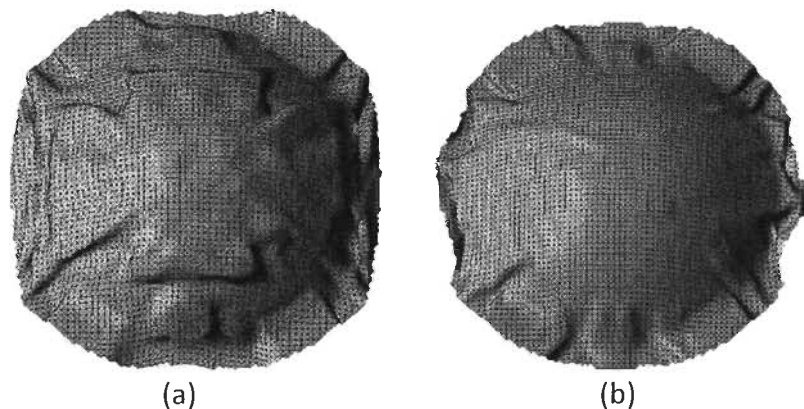


Figure 3-11 : Mise en forme d'un dôme hémisphérique [21]. (a) résultat de simulation avec $\eta_T = 4 \text{ kPa.s}$ et $\eta_L = 6 \text{ kPa.s}$, (b) résultat de simulation avec $\eta_T = \eta_L = 300 \text{ kPa.s}$.

3.3. Modélisation du thermoformage-estampage

Plusieurs modèles ont été développés au fil des ans afin de prédire le comportement d'un laminé lors du thermoformage. La grande majorité des modèles offerts dans la

littérature visent la prédiction de l'apparition des défauts typiques présentés précédemment ou encore la caractérisation de certaines propriétés du matériau. La plupart des études recensées visant la modélisation de la mise en forme d'une pièce par thermoformage-estampage utilisent un modèle constitutif décrivant le comportement rhéologique de la résine, d'où l'importance d'une caractérisation adéquate du matériau. À ce titre, Rogers [42] a établi l'un des modèles constitutifs les plus couramment utilisés pour décrire le comportement d'un fluide visqueux anisotrope : le modèle idéalisé des fluides renforcés de fibres (communément appelé « Ideal Fiber Reinforced Fluids » ou IFRF). Haanappel *et coll.* [21] effectuèrent une étude par simulation du thermoformage-estampage d'un dôme circulaire décrivant la formation de replis ou de flambage des plis pour des laminés orthotropes et quasi isotropes formés de plis unidirectionnels. Leur modèle, basé sur la méthode des éléments finis, utilisait un élément hybride composé d'un triangle de Kirchhoff pour modéliser la rigidité des fibres et un élément de coque (membrane) pour modéliser le comportement visqueux du matériau. Les éléments de coque utilisaient le modèle IFRF proposé par Rogers [34] afin de décrire le comportement visqueux. Haanappel *et coll.* [8] utilisèrent la même méthode pour simuler le moulage d'une pièce complexe (cf. Figure 1-2, à droite). En moulant celle-ci avec deux matériaux différents, un composite à plis tissés PEI/carbone et un autre à plis UD PEEK/carbone, ils en arrivèrent à la conclusion qu'un composite à plis tissés avait plus de facilité à se déformer en cisaillement intrapli qu'un composite à plis UD. Il s'en suivait alors une tendance plus élevée à former des replis dans la pièce pour un composite UD.

Allaoui *et coll.* [43] développèrent un modèle appelé « semi-discret » permettant de simuler la déformation du matériau lors du moulage. Pour ce faire, ils utilisèrent la méthode des éléments finis conjointement avec la théorie du travail virtuel. Le modèle fût développé de manière à tenir compte des rigidités en tension, en cisaillement intrapli et en flexion du laminé avec la matrice à l'état fondu. Ils obtinrent de bons

résultats pour prévoir la formation de replis comparativement à un essai de moulage à sec (seulement le réseau de fibres, sans matrice) utilisant un moule tétraédrique. Boisse *et coll.* [18] reprirent le modèle d'éléments finis de Allaoui *et coll.* [43] et évaluèrent sa capacité à prévoir les angles de cisaillement et la formation des replis pour une pièce hémisphérique. Ils obtinrent une bonne précision quant à la simulation des replis, mais notèrent que la forme des replis obtenue par la simulation est fortement liée à la rigidité en flexion spécifiée dans le modèle, mettant en lumière l'importance de ce paramètre dans la caractérisation du matériau.

Plusieurs autres chercheurs développèrent des modèles ou des outils pour simuler la mise en forme des composites par le procédé de thermoformage-estampage. Abadi *et coll.* [44] développèrent un modèle énergétique pour calculer la déformation d'un flan sous l'action de la friction générée par le serre-flan. Harrison *et coll.* [45] modélisèrent la relation entre les forces de cisaillement dans le matériau et la vitesse de déformation de ce dernier pendant le moulage. Vanclooster *et coll.* [46] démontrèrent expérimentalement l'incapacité des méthodes cinématiques de drapage à prédire avec précision l'orientation des fibres dans une pièce double-dôme. L'utilisation de méthodes de calculs par éléments finis fût jugée préférable.

3.4. Objectif du projet de maîtrise

À la lumière des informations recueillies par la revue de la littérature, il semble évident que la mise en forme des composites thermoplastiques par thermoformage-estampage est très complexe. La qualité globale de la pièce moulée est fortement liée aux paramètres du procédé tels que la température du matériau pendant la mise en forme, la pression exercée par le moule, la contrainte membrane induite par le serre-flan, etc. Il a été démontré que la qualité d'une pièce moulée est directement liée au bon contrôle du procédé, par lequel passe le contrôle des propriétés du matériau lorsque la matrice est à l'état fondu. À ce jour, une large part de la recherche dans le domaine du thermoformage-estampage fut axée sur la prédiction de la qualité d'une pièce finie,

afin de simplifier la conception de l'outillage nécessaire à sa fabrication (moule, système de serre-flan, etc.) et de prévoir les conditions de moulage optimales. Dans le cas présent, le projet vise à évaluer expérimentalement l'influence de certains paramètres du procédé de thermoformage-estampage sur la qualité de consolidation du matériau. Celle-ci sera évaluée en mesurant l'uniformité de l'épaisseur de la pièce moulée ainsi que sa résistance au cisaillement interlaminaire. L'objectif ultime est de déterminer quels sont les paramètres ayant le plus d'influence sur le moulage, d'expliquer comment ils influencent le procédé pour finalement arriver à préciser les conditions de moulage optimales pour un composite PEEK/carbone à plis unidirectionnels. Les conclusions de cette étude serviront ensuite à valider un logiciel commercial de simulation par éléments finis (Aniform^{MC}).

Chapitre 4. Méthodologie générale

Ce chapitre détaille la méthodologie expérimentale employée lors des essais effectués dans le cadre du projet de maîtrise. On y retrouve les informations relatives au choix du matériau composite à l'étude, une description détaillée du montage expérimental, le processus général de mise en forme, ainsi que les méthodes de mesures employées pour quantifier les résultats. Le but étant de familiariser le lecteur avec les éléments de base qui seront récurrents dans les prochains chapitres, traitant des essais de mise en forme réalisés.

4.1. Choix du matériau

Tel que mentionné dans l'introduction, le matériau utilisé dans le cadre de ce projet est le CETEX TC1200 PEEK [47], commercialisé par TenCate Inc. Il est composé à 59% de fibres de carbone de type AS-4, en fraction volumique, et d'une résine thermoplastique semi-cristalline, le polyéther-éther-cétone, dont l'appellation est abrégée par l'acronyme PEEK (de l'anglais : « poly-ether-ether-ketone »). Ce composite est vendu sous la forme de rouleaux de fibres unidirectionnelles (UD) préimprégnées. Les fibres UD sont alors alignées dans le sens de la longueur du rouleau et sa largeur était de 304.8 mm (12 pouces). L'épaisseur nominale d'une couche est de 0.14 mm (0.0055 po) d'épaisseur. Pour toute information supplémentaire, le lecteur est référé à la fiche technique du produit [47].

Les plaques utilisées pour les essais expérimentaux étaient composées d'un empilement de 24 couches (ou plis) de CETEX TC1200 PEEK empilées les uns sur les autres et préconsolidés dans une presse à plateaux chauffants afin de produire un laminé de 3.35 mm d'épais. L'empilement choisi pour la fabrication de ces plaques était $[0^\circ/90^\circ]_{12}$, soit une alternance de plis à 0° et à 90° . Ces plaques ont été fabriquées par deux partenaires industriels différents, au gré de la disponibilité de leurs presses. Toutefois, chaque série d'essais a été réalisée avec des plaques provenant de la même

source. Les partenaires sont le Centre de Développement des Composites du Québec (CDCQ) du cégep de St-Jérôme, et faisant partie du Conseil National de Recherche du Canada (CNRC), l'Institut des matériaux industriels (IMI) de Boucherville ainsi que le Centre des Technologies de Fabrication en Aérospatiale (CTFA) de Montréal.

Au vu des dimensions de la presse de l'IMI et celle du CTFA, deux tailles de plaques préconsolidées ont été fabriquées. Afin de maximiser la production des échantillons et de réduire les pertes, les dimensions des plaques fabriquées par le CDCQ/IMI étaient de 305 mm x 305 mm x 3.35 mm d'épaisseur (cf. Figure 4-1, à gauche) et celles fabriquées par le CDCQ/CTFA étaient de 305 mm x 635 mm x 3.35 mm d'épaisseur (cf. Figure 4-1, à droite). Dans le premier cas, une plaque permettait d'extraire deux (2) flans alors que la seconde permet d'en extraire cinq (5), chaque flan ayant 165 mm x 228 mm de long. Dans les deux cas, les plaques ont été moulées entre les plateaux d'une presse chauffante maintenus à une température de 380°C et avec une pression de fermeture de 20 bar. Des cales de 3.35 mm était disposées autour de l'empilement (formant la dite plaque) lors du moulage afin de garantir une épaisseur la plus constante possible. Les flans suivent ensuite le cours du procédé de thermoformage-estampage tel que décrit à la section 4.3. Chacun des flans est équipé de trois (3) fils de thermocouple de 1 mm de diamètre, prémoulés lors de l'étape de consolidation. Les thermocouples sont situés au centre de la plaque et sont répartis dans l'épaisseur comme suit : un thermocouple est inséré entre le 1^{er} et le 2^e pli du laminé, un autre entre le 12^e et le 13^e pli (à mi-épaisseur du flan) et le dernier entre le 23^e et le 24^e pli. Une fois la pièce moulée, les trois (3) thermocouples se trouvent au sommet de la portion cylindrique (cf. Figure 4-2).

La raison motivant le choix de ce matériau, outre le fait qu'il ait été imposé par les partenaires industriels au sein du projet CRIAQ, est qu'il s'agit d'un des composites thermoplastiques les plus performants, mais aussi l'un des plus difficiles à mettre en forme, et ce, pour plusieurs raisons. D'abord, notons la température de fusion de la

matrice PEEK qui se situe autour de 343°C. Cela constitue un avantage puisqu'il permet une température de service (pour les pièces fonctionnelles) plus élevée que la majorité des composites thermoplastiques (cf. Tableau 4-1). Cependant, une température de fusion aussi élevée implique une température de mise en forme du même ordre. Le manufacturier suggère une température de mise en forme entre 380°C et 400°C [47], ce qui amène certains problèmes pour la conception de l'outillage.

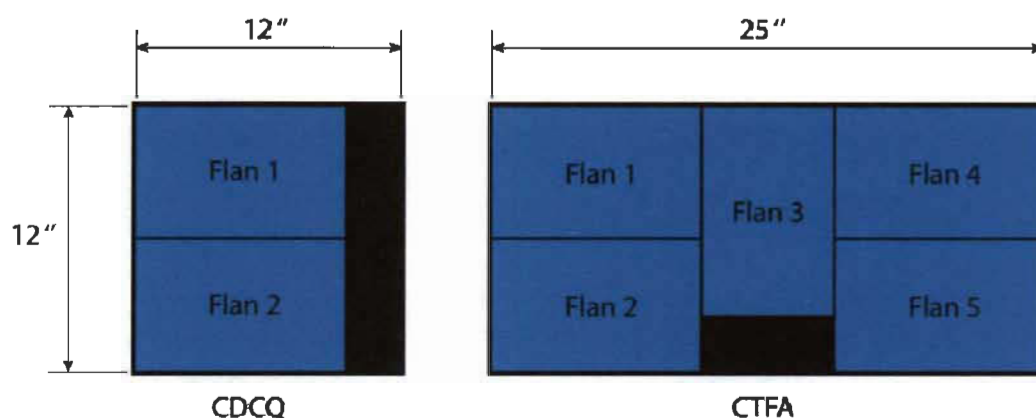


Figure 4-1 : Dimensions des plaques préconsolidées par le CDCQ/IMI (à gauche) et le CDCQ/CTFA (à droite), ainsi que leur plan de découpe des flans.

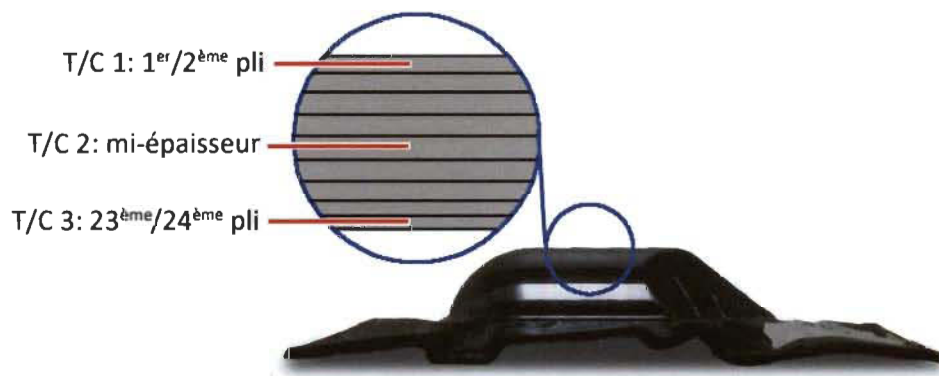


Figure 4-2 : Position des thermocouples prémoulés dans les flans lors de la préconsolidation.

4.2. Montage expérimental

Le montage expérimental se divise en trois (3) unités distinctes : l'unité de préchauffage (four infrarouge), l'unité de moulage (presse et moule) et l'unité de contrôle (contrôleurs et ordinateur). Le montage est illustré à la Figure 4-3. Chacune des unités occupe une fonction distincte dans le cycle de moulage. Les sous-sections suivantes présentent les éléments majeurs de chacune de ces unités.

Tableau 4-1 : Propriétés mécaniques de différentes résines thermoplastiques [48].

Propriétés	PEEK	PPS	Nylon	PEI	PP	PMMA
Température de service (°C)	250	220	70	170	55	65
Masse volumique (g/cc)	1.32	1.35	1.15	1.27	0.91	1.19
Température de mise en forme (°C)	385	330	275	315	175	205
Absorption de l'humidité	Très faible	Très faible	Élevé	Moyen	Faible	Faible
propriétés au collage	Faible	Faible	Faible	Bon	Faible	Bon

4.2.1. Unité de préchauffage

L'unité de préchauffage est essentiellement composée d'un four infrarouge. Il est équipé de 18 éléments chauffants à l'infrarouge également répartis dans le haut et le bas du four, à raison de 9 éléments par côté, pour assurer un chauffage uniforme du flan. Les éléments chauffants ont une puissance de 1000W chacun. Un capteur de température à infrarouge est situé au bas du four et pointe sur la surface inférieure du flan pour mesurer sa température pendant le chauffage. Le capteur est relié à un contrôleur proportionnel-intégral-dérivé (PID) afin de moduler la température du flan à une consigne précise. La température lue par le capteur est aussi enregistrée par le système d'acquisition de données externe (ordinateur muni du logiciel LabVIEW^{MC}).

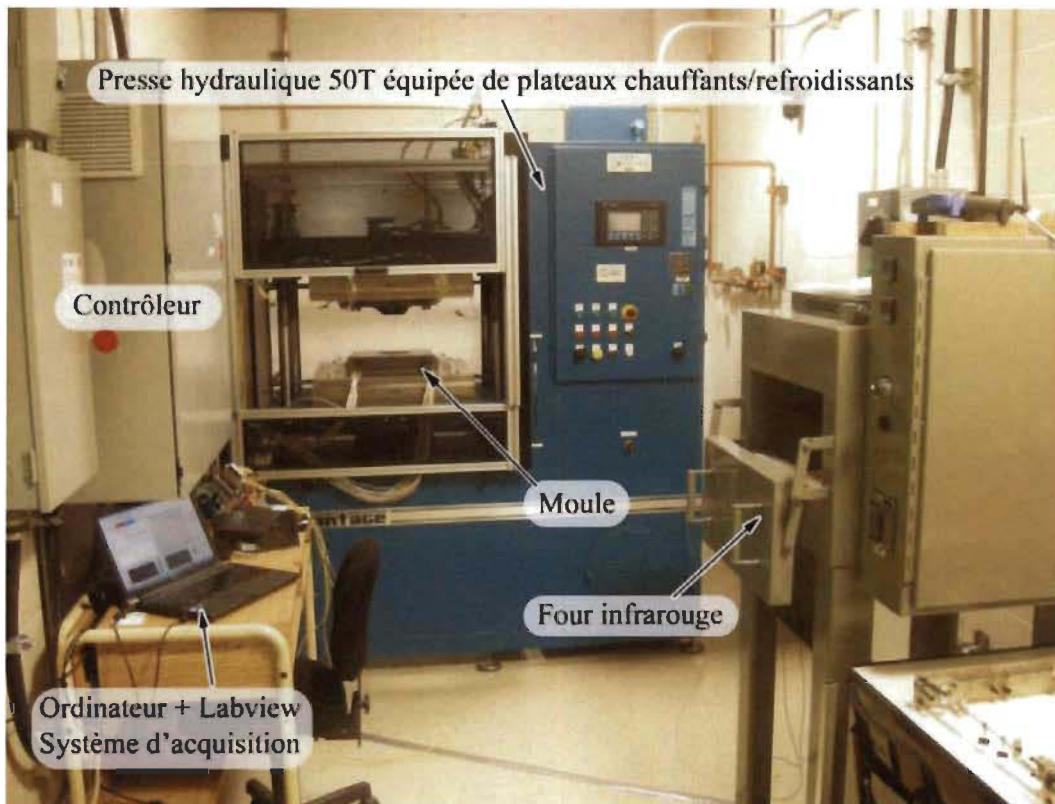


Figure 4-3 : Vue générale du montage expérimental.

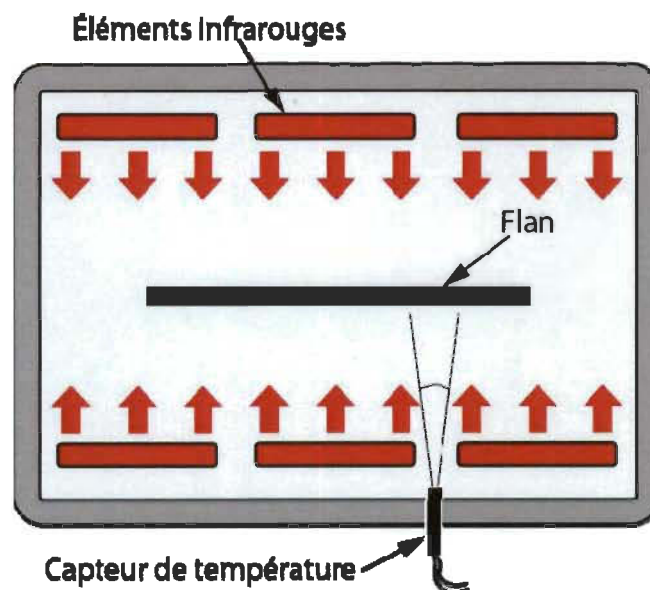


Figure 4-4 : Schéma montrant la configuration du four infrarouge.

4.2.2. Cadre-support

Le cadre-support est utilisé pour maintenir le flan lors du transport de ce dernier, du four infrarouge à la station de moulage. Sa seconde utilité est de maintenir une légère tension sur le flan lors du moulage pour réduire le risque de formation des replis dans les plis du laminé pendant le moulage. Le cadre-support est composé d'un cadre rectangulaire spécialement conçu pour ce projet, muni sur chacun de ces côtés de deux (2) ressorts à force constante, enroulés sur le côté, au bout desquels est attachée une pince à papier. Les huit (8) pinces maintiennent tendu un film de polyimide (PI) de 0.05 mm (0.002 po) d'épaisseur. Le laminé est ensuite simplement déposé sur le film PI qui le supporte tout au long du moulage.

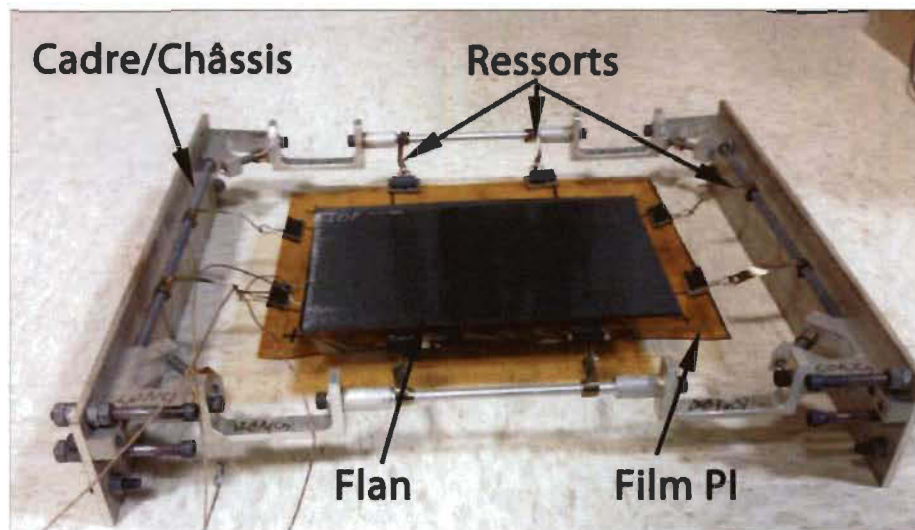


Figure 4-5 : Cadre-support avec un flan installé, prêt à être préchauffé.

4.2.3. Unité de moulage

L'unité de moulage est composée d'une presse hydraulique 50 tonnes (Wabash MPI, modèle G50H-24) et d'un moule bipartite spécialement conçu pour l'application de ce projet. La presse possède deux (2) plateaux équipés d'éléments chauffants et de canaux de refroidissement à l'eau. La température des plateaux ainsi que la force de fermeture de la presse sont asservies par un module de contrôle interne à la presse. Le

moule, quant à lui, est fixé aux plateaux à l'aide de brides de serrage. Une plaque d'isolant thermique est intercalée entre chaque partie du moule et les plateaux afin de limiter les pertes de chaleur et réduire le temps de chauffage du moule, tout en permettant de refroidir le moule à une vitesse acceptable à l'aide du système de refroidissement de la presse. Le moule est fait d'un alliage d'acier à outil (H13) nitruré en surface (procédé Arcor V) pour en améliorer la résistance à la corrosion et la dureté. Il est chauffé à l'aide de 35 cartouches chauffantes cylindriques et sa température est contrôlée par l'unité de contrôle. La lecture de température du moule est faite par l'entremise de neuf (9) thermocouples insérés, quatre (4) dans le poinçon et cinq (5) dans la matrice du moule, chacun positionné à 1.6 mm (1/16 pouce) de la surface moulante (*cf.* Figure 4-6). Un capteur de pression à diaphragme (Dynisco, modèle PT4675-5C-10/18) est inséré au sommet de la partie cylindrique du poinçon afin de mesurer en temps réel la pression appliquée sur le flan tout au long du moulage. Les deux parties de moule, nommément le poinçon et la matrice (cavité), sont guidées l'une avec l'autre par le biais de 4 tiges guide de type « side locks », situés au centre des côtés du moule. Les tiges guides ont pour but de garantir une bonne précision de la position relative des deux parties de moule lors de la fermeture. Cela revêt une importance capitale pour maintenir une cavité d'épaisseur constante et avoir une bonne reproductibilité des essais. À cet effet, l'épaisseur nominale de la cavité est de 3.35 mm (0.132 po). La Figure 4-7 montre une vue générale du moule et de la position des différents capteurs (thermocouples et capteur de pression).

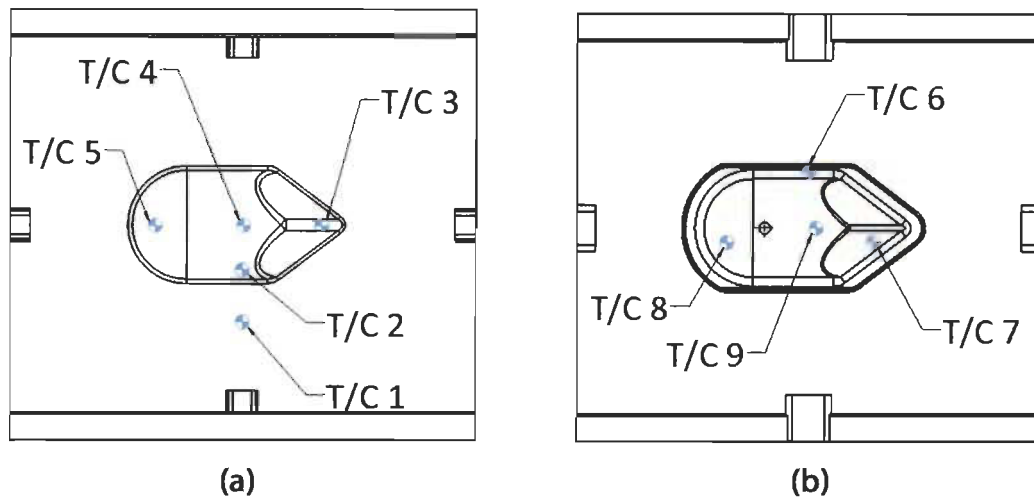


Figure 4-6 : Position des thermocouples dans le moule. (a) Matrice et (b) poinçon.

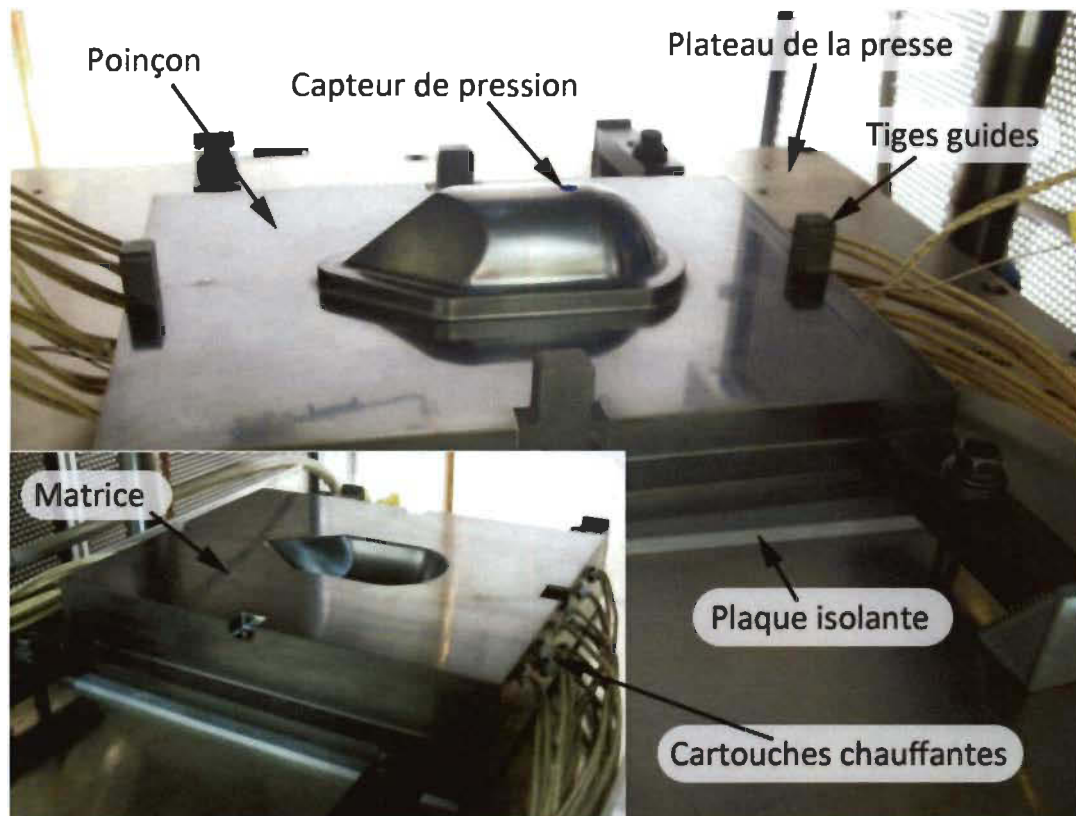


Figure 4-7 : Vue agrandie du moule et de ses principaux composants.

4.2.4. Unité de contrôle

L'unité de contrôle a deux fonctions. D'abord faire l'acquisition des données de température provenant du four infrarouge et de la station de moulage (incluant les thermocouples insérés dans le flan), ainsi que de la pression d'estampage, puis de contrôler le chauffage du moule par le biais d'un programme de contrôle en mode ON/OFF. Elle se compose d'un ordinateur équipé du logiciel LabVIEW^{MC}, de trois (3) cartes d'acquisition/contrôle de National Instruments^{MC} et d'un contrôleur de puissance pour les cartouches chauffantes du moule. Un programme LabVIEW a été réalisé pour contrôler la température du moule et faire l'acquisition des différentes données de température et de pression du procédé. L'acquisition de données est faite par le biais de deux (2) cartes d'acquisition NI-9205 et NI-9213. Les thermocouples du moule (9) et ceux prémoulés dans le flan (3) sont connectés à la carte NI-9213, alors que le capteur de pression et le capteur de température à infrarouge sont connectés à la carte NI-9205. Une carte NI-cRIO-9476 fait le pont entre les instructions de contrôle du programme et les relais (fonctionnant en mode ON/OFF) qui alimentent les cartouches chauffantes du moule, à l'intérieur du contrôleur.

4.3. Procédure générale de mise en forme des pièces

Le procédé de moulage par thermoformage-estampage a été étudié suivant deux approches distinctes que nous appellerons l'approche non isotherme et l'approche isotherme. Dans les deux cas, le flan préconsolidé est d'abord placé dans le cadre-support, puis dans un four pour y être chauffé à une température spécifique, au-delà de la fusion de la matrice thermoplastique. Le moule, quant à lui, est chauffé et maintenu à une température de consigne déterminée. Dès que la température du thermocouple situé à mi-épaisseur du flan atteint, de manière stable, la température de consigne pour la préchauffe, le flan est retiré du four et rapidement transféré entre les deux parties du moule. Le transfert se fait de manière manuelle et prend une dizaine de secondes, plus ou moins une (1) seconde. À la fin du transfert, le flan est

ensuite précisément positionné dans le moule, par l'entremise d'un montage de positionnement fixé au plateau inférieur de la presse. Par la suite, les plateaux de la presse sont fermés et le flan est déformé de manière à épouser la géométrie du moule. La force générée par la presse lors de la fermeture du moule permet de pressuriser le laminé et de reconsolider celui-ci. C'est à ce moment précis que se distinguent les deux approches de moulage.

L'approche non isotherme veut que, dès la fermeture du moule, le chauffage soit coupé et que le système de refroidissement de la presse soit enclenché. Le moule est alors refroidi pendant que la pression de fermeture est maintenue. Une fois la température de démoulage atteinte, soit $160^{\circ}\text{C} \pm 15^{\circ}\text{C}$, le moule est ouvert et la pièce est démoulée.

L'approche isotherme veut, quant à elle, qu'après la fermeture du moule, celui-ci soit maintenu à une température de consigne. Dès la fermeture, le temps de maintien est amorcé. Pendant ce temps, le moule est maintenu fermé et maintenu à la température de consigne. Lorsque le temps est écoulé, le moule est ouvert et la pièce démoulée.

Suite au démoulage, la pièce est laissée libre de refroidir à la température ambiante. L'acquisition de données est alors arrêtée et les données sont enregistrées dans un fichier texte reprenant le numéro de l'essai. La pièce est ensuite découpée, mesurée et analysée suivant les procédures présentées dans la section suivante.

4.4. Méthodes de mesure

La dernière section de ce chapitre présente les méthodes de mesure employées pour évaluer la qualité des pièces moulées. Il s'agit là d'une description sommaire s'appliquant aux deux séries d'essais. Cependant, entre la première et la seconde série, certains détails ont été modifiés pour tenir compte des leçons apprises lors de la première série. Ces modifications seront mises en évidence dans le chapitre traitant de la seconde série d'essais. Pour l'heure, la méthode utilisée pour découper les

échantillons et mesurer l'épaisseur de la paroi de la pièce et la contrainte de cisaillement interlaminaire ultime sont présentées ci-dessous.

4.4.1. Découpe des échantillons

Afin de mesurer l'épaisseur et la contrainte de cisaillement interlaminaire, quatre (4) éprouvettes ont été découpées dans chaque pièce. Ces éprouvettes ont été prélevées dans la partie cylindrique des pièces, toujours du même côté du plan de symétrie du moule. Pour la découpe, une meule-scie montée sur glissières a été utilisée. Il s'agit d'une scie utilisée pour découper les tuiles de céramique. Elle est équipée d'une meule circulaire et est refroidie à l'eau. La pièce est d'abord chantournée pour enlever le surplus de matière laissé au moulage. Elle est ensuite coupée transversalement à la jonction entre les parties hémisphérique et cylindrique. Par la suite, la partie cylindrique est recoupée en 4 languettes de 13 mm de largeur, toujours prises du même côté de la pièce. Cela donne quatre (4) éprouvettes de la forme d'un demi-cylindre. À cette taille, les éprouvettes sont trop longues pour être utilisables. Par conséquent, elles sont recoupées à l'aide d'une scie à ruban pour obtenir des éprouvettes courbes ayant une longueur d'arc de 38 mm et une largeur de 13 mm. Dans le but d'éliminer les amorces de fissures engendrées par la découpe, les éprouvettes sont ensuite polies sur une polisseuse à disque jusqu'au grain 320. Les dimensions nominales finales sont de 35,2 mm de long x 9,5 mm de large. Une fois découpés et polis, les échantillons sont laissés à l'air libre pour le séchage pendant 24 heures, puis ils sont mesurés et testés.

4.4.2. Mesure de l'épaisseur de la paroi

L'épaisseur de la paroi de la pièce est prise directement sur les éprouvettes, au point le plus sensible, c'est-à-dire le point où l'éventuelle surépaisseur du laminé a le plus de chance de provoquer une mauvaise consolidation lors du moulage. En raison de la géométrie du moule, nous pouvons aisément cibler la zone où la surépaisseur de matériel est la plus susceptible de causer un problème de consolidation. Il s'agit de la

périphérie de la pièce, située à la base de celle-ci. Cet endroit fut constaté expérimentalement et s'explique par le raisonnement suivant.

D'abord, lors de la mise en forme d'un flan, sur lequel une grille carrée a préalablement été dessinée, il a été démontré que la déformation du matériau est maximale à la base de la portion hémisphérique (*cf.* Figure 4-8). Dans cette zone, il se produit une importante déformation en cisaillement intrapli. Cette déformation provoque la compaction latérale des fibres qui aboutit en une augmentation proportionnelle de l'épaisseur à cet endroit de la pièce. On note, sur la pièce illustrée à la Figure 4-8, que la grille s'est déformée en cisaillement intrapli. Au sommet de la partie cylindrique, les lignes circonférentielles sont parallèles les unes aux autres alors que près de la base, ces mêmes lignes se rapprochent, perdant ce parallélisme mutuel. Lors de cet essai, un angle de cisaillement entre 3° et 5° a été observé. Ce phénomène est relié à la déformation en cisaillement intrapli qu'on observe dans la partie hémisphérique et au plan incliné situé de chaque côté du cylindre. Sous l'effet du cisaillement intrapli, les fibres se rapprochent et entraînent, entre autre, la compaction transversale de celles-ci. Il semble que cette compaction à la base de la pièce se redistribue dans la partie cylindrique de la pièce, ce entraîne une augmentation d'épaisseur du laminé (par conservation de volume). Or, tel que montré sur la Figure 4-8, à la base de la portion cylindrique les lignes tracées se rapprochent légèrement les unes des autres, ce qui démontre que l'augmentation de l'épaisseur de la pièce est généralisée à la périphérie de celle-ci.

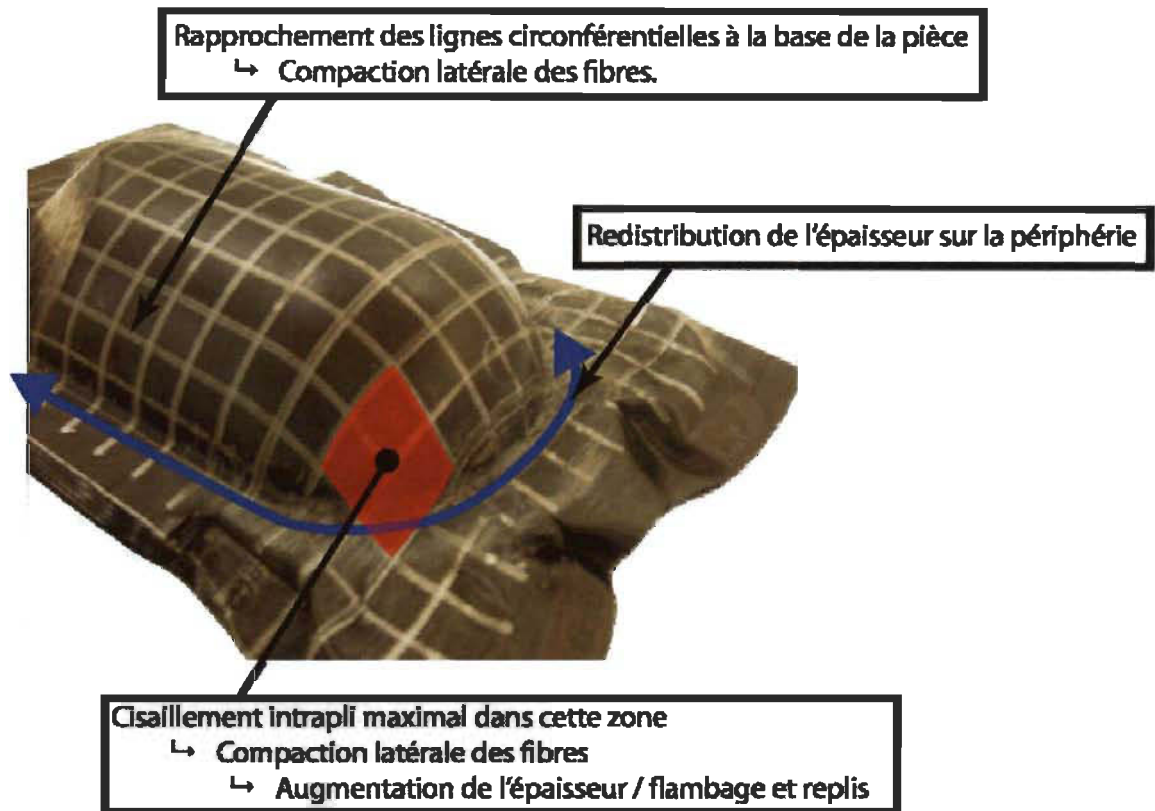


Figure 4-8 : Déformation du matériau entraînant l'augmentation d'épaisseur de la paroi de la pièce, fortement localisée en périphérie.

De plus, pour illustrer l'intérêt de mesurer l'épaisseur de la paroi en périphérie de la pièce, prenons l'exemple de la Figure 4-9. Supposons le cas idéalisé pour lequel le laminé et la cavité du moule ont tous deux une épaisseur constante. Comme montrée ci-dessus, lors du moulage, l'épaisseur du laminé aura tendance à augmenter à la base de la pièce. Si la force transférée au laminé dans cette zone est inférieure à la pression nécessaire pour comprimer cet excès matériel de façon à atteindre une épaisseur égale ou inférieure à l'épaisseur nominale de la cavité, la pression de consolidation sera appliquée seulement à la base de la pièce et, par conséquent, son sommet sera peu ou pas comprimé et consolidé. La qualité de consolidation du sommet sera alors réduite. La Figure 4-9 montre bien ce phénomène.

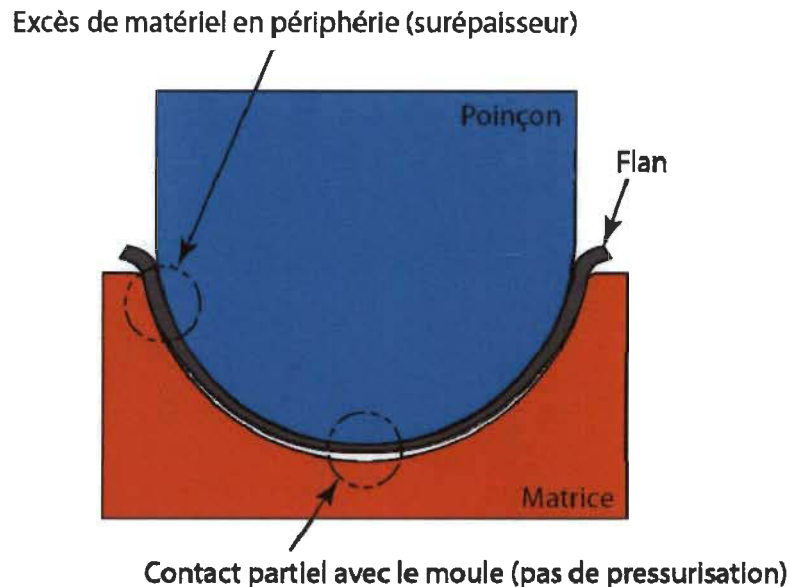


Figure 4-9 : Idéalisations de l'effet de l'épaisseur du laminé sur la consolidation d'une pièce.

En se basant sur ce raisonnement, la décision a été prise de mesurer l'épaisseur de la paroi à la périphérie de la pièce, à une hauteur de 6 mm à partir de la base de la pièce (cf. Figure 4-10). Compte tenu de la difficulté à mesurer avec précision l'épaisseur de la paroi de la coque hémisphérique avec les outils de mesure disponibles, l'épaisseur a plutôt été mesurée dans la portion cylindrique de la pièce, directement sur les éprouvettes d'essai. Les pièces ont d'abord été coupées en quatre (4) éprouvettes (cf. Figure 4-10). Ensuite, l'extrémité de l'éprouvette située près de la base (à une distance de 6 mm) a été mesurée à l'aide d'un pied à coulisse *Mitutoyo* digital ayant une précision de ± 0.01 mm. Ces éprouvettes sont ensuite utilisées pour les essais de cisaillement interlaminaire. Par ailleurs, et comme mentionné précédemment, les éprouvettes proviennent toutes du même côté de la pièce, et ce, afin d'améliorer la répétitivité des résultats. Bien que le moule ait été usiné avec précision, il n'en demeure pas moins que le centrage entre le poinçon et la matrice comporte une certaine erreur. Cela amène qu'un côté peut être plus épais que l'autre et pour cette

raison, seul un côté de la portion cylindrique a été analysé (toujours le même côté, de pièce en pièce).

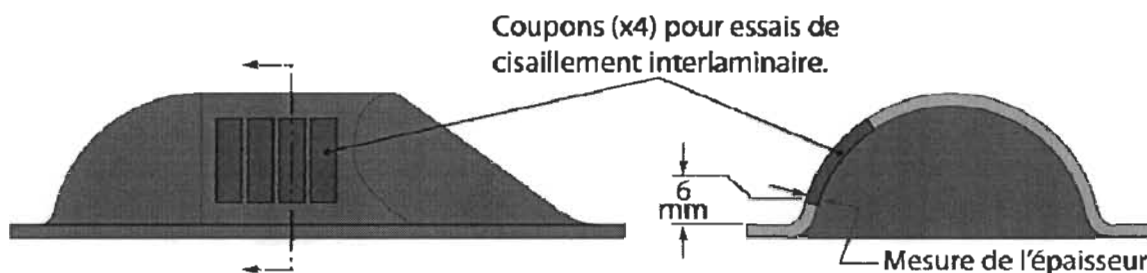


Figure 4-10 : Position des 4 coupons pour les essais de cisaillement interlaminaire et relation avec la mesure de la variable épaisseur.

Finalement, il est bon de noter que l'effet de la dilatation thermique du moule lorsque chauffé aux températures précisées dans les différents plan d'expériences a possiblement un effet sur l'épaisseur nominale de la cavité du moule. Toutefois, cet aspect a été considéré comme négligeable et n'a pas été pris en compte lors des mesures d'épaisseur, dans le cadre de ce travail.

4.4.3. Résistance au cisaillement interlaminaire

Pour les matériaux composites à fibres continues à matrice polymérique, la résistance au cisaillement interlaminaire est mesurée à l'aide d'un essai connu sous l'appellation de « Short-Beam Shear Test ». Il s'agit d'une procédure d'essais normalisée par « l'American Society for Testing and Materials » (ASTM) sous la norme ASTM D2344 / D2344M [49]. Cet essai consiste à appliquer une charge en flexion par l'entremise d'un montage en flexion trois-points (cf. Figure 4-12). Les principaux paramètres d'essai sont repris dans le Tableau 4-2. À noter que les essais ont été effectués à l'aide d'éprouvettes courbes, du fait qu'elles proviennent de la portion cylindrique des pièces moulées (cf. Figure 4-10).

À cause de considérations techniques, il a été impossible d'effectuer les essais de cisaillement interlaminaire en parfait accord avec la norme. D'abord, la portion

cylindrique, où les éprouvettes ont été prélevées, a un rayon de courbure moyen de 36.5 mm, qui est de loin inférieur au minimum établi dans la norme. De plus, compte tenu des limitations liées au montage utilisé pour les essais de flexion 3-points, la longueur de l'éprouvette devait être supérieure à 34.9 mm. À cette longueur, il en résulte un angle d'ouverture de l'éprouvette d'environ 54° (supérieur à la spécification de la norme). Ainsi, bien que les essais réalisés soient basés sur la norme, la valeur absolue des mesures effectuées en regard de la résistance au cisaillement ne correspond pas exactement à la valeur nominale donnée dans la fiche technique du matériau [47]. Les résultats permettront cependant de qualifier les pièces pour leur résistance interlaminaire en utilisant les résultats sur une base comparative. Puisque chaque éprouvette est testée selon la même procédure, nous avons considéré les résultats comme étant comparables. On entend par comparables, que les résultats sont soumis à un biais constant d'une pièce à l'autre.

Tableau 4-2 : Principaux paramètres de la norme ASTM D2344 / D2344M [49].

Angle d'ouverture de l'arc	30° MAX
Rayon de courbure	70 mm MIN
Vitesse de chargement	1 mm/min

Pour illustrer cet aspect, prenons le schéma de la Figure 4-11. Supposons que les points rouges représentent les résultats moyens observés pour 5 pièces fabriquées suivant des conditions différentes (les 5 premiers essais d'un plan d'expérience donné par exemple) pour lesquelles l'essai de cisaillement interlaminaire hors-norme serait utilisé. Les points bleus représentent, quant à eux, les résultats qu'on aurait dû obtenir en raison de l'utilisation de l'essai de cisaillement interlaminaire prévu par la norme. L'hypothèse énoncée ci-dessus signifie schématiquement que les ensembles « hors-norme » et « exacte » seraient identiques si l'on déplaçait l'un d'entre eux jusqu'à ce que les deux ensembles se juxtaposent.

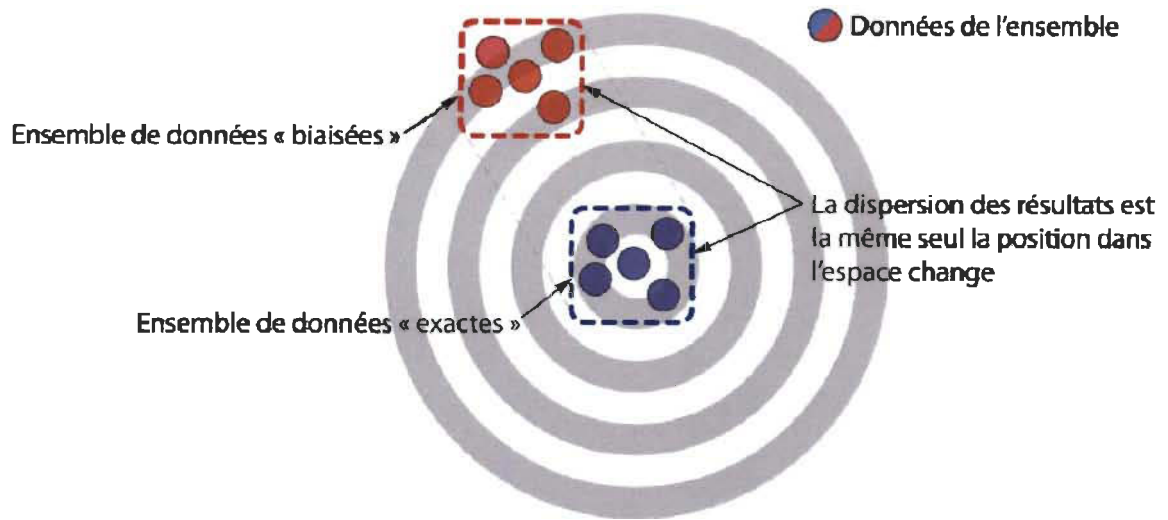


Figure 4-11 : Schéma illustrant l'hypothèse de comparabilité des résultats obtenus de l'essai de cisaillement interlaminaire biaisé et les résultats suivant la norme.

Cependant, afin de garantir que la fiabilité entre les deux (2) ensembles de données est maintenue, les éprouvettes testées ont été triées en fonction de leur mode de rupture. Ainsi, seuls les résultats des essais dont l'éprouvette de flexion affichait clairement une rupture en cisaillement (mode II) ont été conservés pour l'analyse. Les autres furent écartés.

La Figure 4-12 illustre le montage de flexion 3-points utilisé, conjointement avec les dimensions importantes. Le montage a été installé sur une machine de traction/compression électromécanique (Lab Integration Inc., modèle LM-U150/I). Une cellule de charge de 10 kN (AEP Transducers, modèle CTS63100KC25) enregistrait la charge appliquée au centre de l'éprouvette tout au long de l'essai. La vitesse de descente de la tête mobile était asservie à 5 mm/min et la portée des appuis était de 23.25 mm correspondant à la distance minimale pouvant être atteinte par le montage de flexion utilisé. L'épaisseur et la largeur des éprouvettes ont été mesurées à ± 0.01 mm étant donné leur implication dans le calcul de la contrainte de cisaillement. La contrainte de cisaillement à la rupture (τ_{max}) fut calculée par l'équation suivante;

$$\tau_{\max} = \frac{3P_{\max}}{4bh} \quad (4.1)$$

où P_{\max} , b et h sont respectivement la charge maximale, la largeur et l'épaisseur de l'éprouvette. L'équation (4.1) provient de la théorie de la résistance des matériaux applicable à une poutre droite soumise à une flexion 3-points. Cependant, selon Roark et Young [50], l'application de cette théorie pour des poutres courbes donne d'assez bons résultats (4% à 5% d'erreur) pour des poutres où le rapport du rayon moyen sur l'épaisseur est supérieur ou égal à 8. Dans le cas présent, ce rapport est de 10.9, soit $\frac{36.5 \text{ mm}}{3.35 \text{ mm}}$. Ainsi, l'équation (4.1) est jugée raisonnablement précise pour être utilisée aux fins de cette étude.

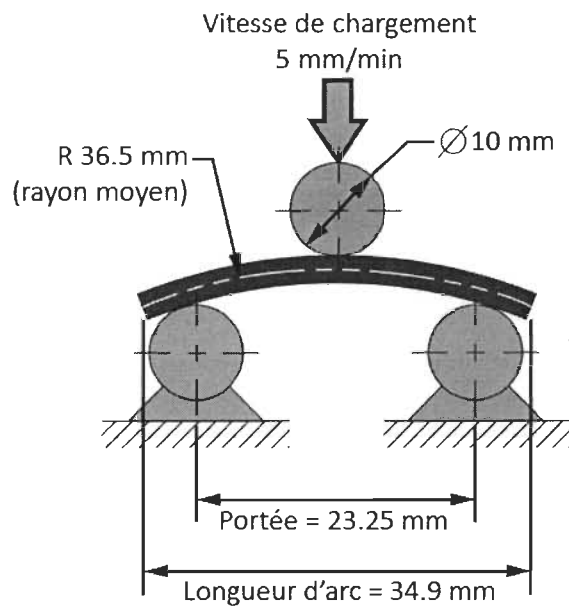


Figure 4-12 : Schéma du montage de flexion 3-point – Caractérisation du cisaillement interlaminaire.

Chapitre 5. Première série d'essais

5.1. Introduction

Le fondement d'une approche expérimentale réside dans la réalisation d'un nombre plus ou moins défini d'essais. Des seules observations faites lors de ces essais sont alors tirées les conclusions. La planification des essais revêt alors une importance indéniable. Une planification adéquate vise, entre autres, à minimiser les besoins en ressources (main-d'œuvre, matériaux, temps, argent, etc.) et à maximiser la génération de résultats significatifs. Toutefois, la bonne pratique veut qu'avant d'entreprendre un plan d'expérience complexe, comptant de nombreux essais et mesures, il est préférable de démarrer par une évaluation préliminaire du procédé à l'aide d'un plan plus simple. Ce chapitre fait état d'une première série d'essais, dont le but premier est de se familiariser avec le montage expérimental, d'en évaluer la capacité et de faire un premier tri des paramètres du procédé selon leur influence. Il est à noter que le cycle de fabrication utilisé est l'approche non isotherme, mentionnée précédemment. Dans le cas présent, la planification des essais et l'analyse des résultats sont majoritairement basées sur les méthodes décrites par les volumes de Baillargeon [51] et Montgomery [52]. Les sections subséquentes présentent le déroulement détaillé de cette première série d'essais, de la conception du plan d'expérience, à l'analyse des résultats. D'abord, les paramètres sélectionnés comme variables du plan d'expérience seront définis en plus des mesures permettant de juger de leur influence. Ensuite, la conception du plan d'expérience utilisé sera décrite. Les méthodes utilisées pour la cueillette des résultats seront ensuite détaillées. Finalement, les résultats seront présentés et analysés à l'aide de la méthode ANOVA afin de tirer les conclusions sur l'influence des paramètres de moulage sur la qualité de consolidation des pièces.

5.2. Plan d'expérience

5.2.1. Définition des paramètres d'intérêt

Sur la base des informations recueillies de la littérature et conjointement avec le montage expérimental développé dans le cadre de cette maîtrise, quatre paramètres du procédé ont été sélectionnés afin d'en évaluer leurs effets sur la qualité finale des pièces. Ces quatre paramètres d'intérêt sont :

- La température de préchauffage, définie comme la température de consigne à laquelle le laminé est chauffé dans le four infrarouge (cf. Figure 5-1-A).
- La température du moule, définie comme la température de consigne à laquelle le moule est maintenu lors de l'estampage (cf. Figure 5-1-B).
- Le temps de transfert, défini comme le temps entre le moment où le laminé sort du four et le moment où le moule est fermé (cf. Figure 5-1-C).
- La pression d'estampage, définie comme la consigne de force de fermeture des plateaux de la presse hydraulique (cf. Figure 5-1-D).

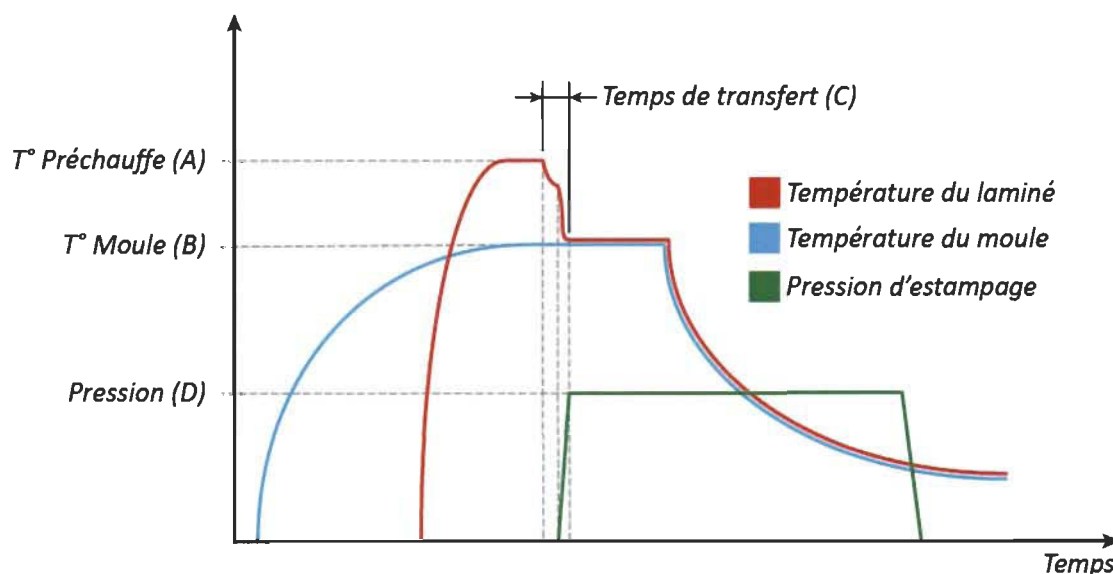


Figure 5-1 : Évolution des paramètres d'intérêt de la première série d'essais lors d'un cycle de moulage en mode non isotherme.

À noter que les trois premiers paramètres sont fortement reliés à la température du matériau lors de la mise en forme. Comme il s'agit d'un plan préliminaire dont l'un des buts principaux est d'évaluer si ces paramètres ont, ou non, une influence sur le moulage, il a été décidé que chacun de ces paramètres comporterait deux niveaux. Chacun des niveaux représentant une valeur fixe et différente du paramètre en question (cf. Tableau 5-1). Comme il s'agit d'une série d'essais préliminaire, la valeur donnée à chacun des niveaux des paramètres est basée sur l'expérience globale du procédé. Cependant, le choix a été fait de manière à conserver des températures de moulage et une pression d'estampage en accord avec les valeurs conseillées par le fabricant (voir la fiche technique du matériau [47]).

Tableau 5-1 : Niveaux des variables de la première série d'essais

ID	Variable	Niveau 1	Niveau 2
A	Température de préchauffage (°C)	380	420
B	Température du moule (°C)	280	360
C	Temps de transfert (secondes)	10	16
D	Pression d'estampage (MPa)	1.55	3.1

5.2.2. Réponses mesurées

Le but premier de tout procédé est de fabriquer des pièces à un niveau de qualité jugé acceptable. Dans le cas du thermoformage-estampage, nous avons vu que plusieurs aspects entrent en ligne de compte lors de l'évaluation de la qualité finale de la pièce. Pour cette première série d'essais, nous chercherons à évaluer les effets du procédé sur la qualité de consolidation d'une pièce. Afin d'estimer quantitativement cet aspect, deux mesures ont été retenues : l'épaisseur de la paroi de la pièce, en périphérie ainsi

que la résistance au cisaillement interlaminaire. Les méthodes de mesures utilisées pour quantifier ces réponses ont été détaillées à la section 4.4. Le choix de ces deux éléments à titre de caractéristiques de la qualité de consolidation est motivé par le raisonnement suivant.

D'abord, nous savons que la qualité de consolidation d'une pièce en composite est fortement reliée à son taux de compression, c'est-à-dire le rapport entre son épaisseur initiale et son épaisseur finale. Le taux de compression est contrôlé par le procédé, il dépend d'un amalgame de paramètres, comme la viscosité de la matrice, la pression d'estampage, le taux local de fibres, la géométrie à mouler, etc. L'épaisseur de la pièce devient un indice de qualité si une surépaisseur de matière ne peut être comprimée dans le moule à la valeur nominale d'épaisseur de la cavité. Advenant l'échec du moule à comprimer ou redistribuer cette surépaisseur sur l'ensemble de la pièce de manière uniforme, il y aura indéniablement des zones qui ne seront pas ou peu pressurisées lors de la phase d'estampage. Il en résultera alors une variation du degré de consolidation dans ces zones.

De plus, la qualité de consolidation d'un laminé peut aussi être mesurée par la résistance de l'interface fibres-matrice. À l'échelle du pli, cela revient à mesurer la résistance au cisaillement interlaminaire, c'est-à-dire la contrainte de cisaillement maximale que peut supporter la matrice à l'interface entre deux couches de fibres. Ainsi, plus la résistance au cisaillement interlaminaire sera élevée, plus la consolidation du matériau sera bonne, car plus le taux de fibres sera élevé.

5.2.3. Planification des essais

La planification détaillée des essais est présentée à l'annexe A, pour l'heure seul le plan final lui-même est inclus dans le corps du mémoire (cf. Tableau 5-2). Il s'agit d'un plan L8 comprenant les 4 paramètres mentionnés au Tableau 5-1 avec leurs deux niveaux respectifs.

Tableau 5-2 : Plan factoriel réduit - première série d'essais.

Essai	Variable			
	A (°C)	B (°C)	C (s)	D (MPa)
1	380	280	10	1.55
2	380	280	16	3.1
3	380	360	10	3.1
4	380	360	16	1.55
5	420	280	10	3.1
6	420	280	16	1.55
7	420	360	10	1.55
8	420	360	16	3.1

5.3. Vérification de la capacité du procédé

Afin d'évaluer la reproductibilité du procédé, deux des 8 expériences du plan factoriel réduit (cf. Tableau 5-2) ont été répétées. Il s'agit des essais 6 et 8, correspondant respectivement à des conditions de moulage « froides » et « chaudes ». De cette façon, il est possible d'évaluer approximativement la reproductibilité de l'épaisseur mesurée après moulage, de même que la résistance au cisaillement sans pour autant investir trop de ressources pour cette série d'essais préliminaires.

5.4. Résultats bruts

5.4.1. Température interne du flan lors de la mise en forme

Lors de la mise en forme, l'un des paramètres les plus importants est la température interne du flan. Il est toutefois impossible de le contrôler directement puisqu'il dépend d'autres paramètres du procédé tel que la température de préchauffage et le temps de transfert. Par contre, en utilisant les thermocouples prémoulés dans les flans (cf. Figure 4-2), il est possible de mesurer l'évolution de la température dans le temps et les

variations dans l'épaisseur. La Figure 5-2 illustre un cas typique de l'évolution de la lecture des thermocouples.

On remarque plusieurs choses intéressantes à partir de ces courbes. D'abord, lors du préchauffage, on peut déterminer la température à laquelle la matrice PEEK passe en fusion. En observant les courbes, on remarque, lors de la montée en température, pendant la phase de préchauffage, que la lecture des 3 thermocouples est sensiblement la même compte tenu du fait que la plaque est bien consolidée et que les plis sont en contact direct les uns avec les autres. Cependant, à une température entre 340°C et 345°C, la lecture des thermocouples diverge (cf. Figure 5-2 point A). On observe alors que la température du cœur (mi-épaisseur) prend plus de temps pour atteindre la température de consigne. La divergence des températures peut s'expliquer par le fait que, lorsque la résine atteint le point de fusion de la phase cristalline de la matrice (343°C), les contraintes résiduelles, induites lors du moulage des plaques (préconsolidation) sont relâchées. Cela provoque une déconsolidation partielle du matériau. De ce fait, le contact entre les plis devient moins intime ce qui a pu réduire la conductivité thermique à la jonction entre deux plis. Cette hypothèse expliquerait que le transfert de chaleur des surfaces vers le cœur du laminé soit réduit suite à la fusion du PEEK, d'où une augmentation de température à mi-épaisseur moins rapide dépassé 343°C.

Un autre aspect intéressant se situe dans les quelques secondes correspondant au temps de transfert du laminé. Lorsque le flan sort du four infrarouge (cf. Figure 5-2 point B), sa température diminue rapidement en surface, mais reste relativement stable au cœur. Lorsque le flan arrive au-dessus du moule (cf. Figure 5-2 point C), on observe que le thermocouple 1 (situé du côté de la matrice du moule) atteint un plateau de température, alors que le thermocouple 3 continue de diminuer en température. Cela peut s'expliquer par le fait que la chaleur montant de la cavité du moule par convection naturelle vient frapper le dessous du laminé et ralentit la

déperdition de chaleur de la surface inférieure du flan (où se situe le T/C 1) tandis que la surface du dessus du flan ne bénéficie pas de cet apport de chaleur.

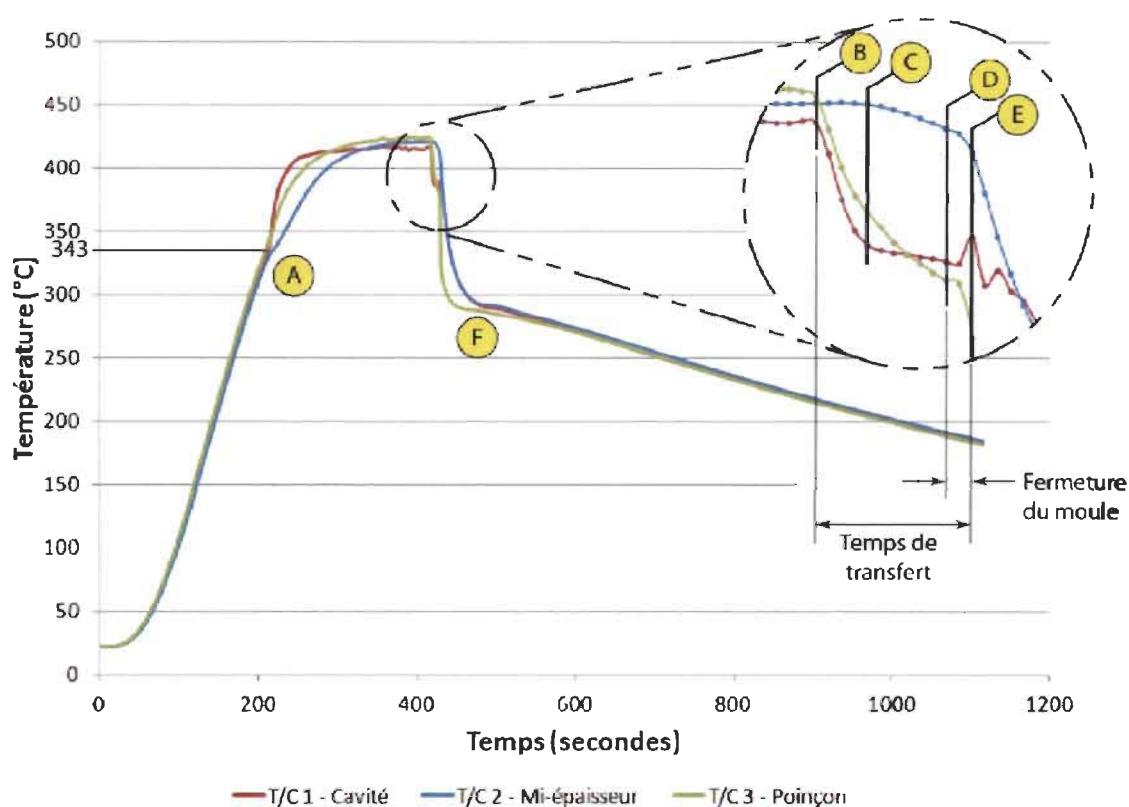


Figure 5-2 : Évolution de la température des thermocouples prémoulés lors d'un cycle de moulage non-isotherme (essai 5). (A) Déconsolidation partielle du flan lors du préchauffage. (B) Le flan sort du four IR. (C) Le flan est déposé au-dessus du moule. (D) Premier contact poinçon/flan. (E) Fin de la fermeture du moule (atteinte de la position d'équilibre). (F) Début de la phase de refroidissement du moule.

Pendant la fermeture du moule sur le laminé, après le premier contact et avant que le moule ne soit complètement fermé (du point D au point E sur la Figure 5-2), la reconsolidation du matériau s'effectue partiellement. On remarque en effet, après un certain délai, qu'il y a une chute de température plus rapide observée à la surface supérieure du flan puisqu'elle est directement en contact avec la paroi du poinçon (T/C

3 sur la figure). Pendant ce temps, la température à mi-épaisseur amorce une descente moins rapide puisque la perte de chaleur se fait par conduction à partir de la surface en contact avec le poinçon pour affecter la température du cœur du flan. La surface inférieure subit, quant à elle, une légère hausse de température provoquée par la reconsolidation du matériau puisque le contact avec la cavité n'est pas encore établi. En fait, sous l'effet de la reconsolidation, la température à la surface inférieure (T/C 1) refait contact intimement avec les plis au cœur du flan, qui eux sont plus chaud, d'où l'augmentation momentanée de la température. À partir du point E, correspondant au moment où le moule est fermé, la température du cœur et de la surface inférieure diminuent plus rapidement à cause de la conduction thermique importante entre le flan (chaud) et le moule (plus froid). La température au cœur fluctue légèrement avant de diminuer puisque le contact complet avec la matrice s'établit plus lentement (la surépaisseur créée à la périphérie empêchant une fermeture rapide). Typiquement, la baisse de température de la surface inférieure varie entre 200°C/minute et 400°C/minute, dépendant de la température du moule (360°C ou 280°C respectivement). On remarque aussi que la température de la surface inférieure (T/C 1), lors du refroidissement, suit la courbe de température du cœur du laminé (T/C 2). Ce phénomène démontre que le flan n'est jamais venu en contact parfait avec la matrice du moule, engendrant ainsi une courbe de refroidissement différente de celle de la surface supérieure (T/C 3). Pour preuve, l'aspect esthétique de la pièce d'où proviennent les courbes de température de la Figure 5-2 montrait un fini de surface rugueux similaire à la Figure 5-4-A, signe d'un mauvais contact avec la paroi du moule à l'endroit même où se situent les thermocouples prémoulés.

À cause de cette diminution rapide de la température du matériau, le moment suivant la fermeture du moule est critique (entre le point E et F de la Figure 5-2). Dans cette phase, le matériau se réorganise pour se conformer, au mieux, à la géométrie du moule. Cependant, la baisse rapide de température favorise l'augmentation de la

viscosité de la résine, laquelle diminue la capacité du matériau à se conformer au moule par cisaillement intra et interlaminaire. Les couches supérieures du flan (plus froides, tel que le montre T/C 3 dans cette phase) sont alors plus sujettes à produire des replis. De plus, le taux de refroidissement de la matière en dessous de la température de fusion du PEEK affecte le taux de cristallinité de ce dernier. Le taux de refroidissement entre les points E et F, notamment à partir du point E où le moule est complètement fermé, est déterminant pour les essais effectués à une température de moule de 280°C, car seuls ces essais produisent un taux de refroidissement rapide de la matière en dessous de la température de fusion du PEEK (les autres étant réalisés à une température du moule de 360°C), ce qui peut affecter le taux de cristallinité. Cet aspect de la mise en forme sera discuté plus en profondeur au chapitre 6. Au-delà du point F de la Figure 5-2, la pièce est refroidie à un taux approximatif de 20°C/minute jusqu'à la température de démoulage de 160°C.

Grâce aux courbes de température de chaque essai, il a été possible de déterminer la température moyenne de moulage pour laquelle se produit la reconsolidation du matériau (essentiellement entre les points D et E de la Figure 5-2). Les résultats sont groupés dans le Tableau 5-3. On remarque 2 plages de températures distinctes. Les quatre premiers essais (correspondant à une température de préchauffage de 380°C) montrent une température moyenne plus basse que les quatre derniers (température du préchauffage de 420°C). Les températures plus basses sont plus proches de la température de fusion du PEEK. Cette différence de température a pu avoir un effet sur la viscosité de la matrice (généralement la viscosité des thermoplastiques diminue avec la température) et donc sur la déformation du matériau, mais cet aspect n'a pas été validé dans le cadre de ces travaux. Ceci dit, s'il y a vraiment eu une augmentation notable de la viscosité, en fonction de la variation de température moyenne déterminée au Tableau 5-3, elle a pu nuire à l'écoulement de la résine et à la déformation des plis du laminé dans le moule (glissement interlaminaire et cisaillement

intralaminaires rendus plus difficiles), affectant la redistribution de l'épaisseur du matériau dans le moule. L'incapacité du matériau à adopter une épaisseur uniforme dans le moule nuit à la qualité de consolidation finale de la pièce comme il a été discuté à la section 4.4.2.

Tableau 5-3 : Température moyenne pendant la mise en forme des pièces – 1^e série d'essais.

Essai	Température moyenne (°C) $\pm 10^\circ\text{C}$
1	355
2	360
3	385
4	385
5	350
6	360
7	385
8	400

5.4.2. Épaisseur de la paroi

Tel que mentionné précédemment, l'épaisseur de chacune des pièces moulées est mesurée à l'extrémité de l'éprouvette de flexion correspondant à la périphérie de la pièce. Les dimensions brutes des éprouvettes découpées à partir des pièces se trouvent à l'annexe D, dans le Tableau D-1. Ce tableau contient aussi la valeur moyenne (\bar{e}) de chaque essai ainsi que l'écart-type (S_e) associé à l'épaisseur. Ces mêmes résultats ont ensuite été normalisés à l'aide de l'équation suivante;

$$\bar{E} = \frac{\bar{e} - 3.35}{3.35} \cdot 100\% \quad (5.1)$$

où la constante de 3.35 fait référence à l'épaisseur nominale de la cavité du moule et \bar{E} représente l'écart, en pourcentage, entre l'épaisseur moyenne (\bar{e}) et l'épaisseur nominale de la cavité du moule. Le graphique présenté à la Figure 5-3 reprend les résultats, normalisés à l'aide de l'équation (5.1). Une valeur positive de \bar{E} réfère à une épaisseur moyenne mesurée supérieure à l'épaisseur nominale qui devrait être obtenue suite au moulage, potentiellement signe d'une mauvaise consolidation du matériau au fond du moule. En principe, une valeur négative de \bar{E} signifie que le matériau a été comprimé de manière excessive, ce qui conduit à une pressurisation trop élevée de la pièce. Dans ce cas cependant, une pièce plus mince se traduit par un pourcentage volumique de fibres plus élevé, pouvant mener à de meilleures propriétés au cisaillement interlaminaire. La pièce est toutefois en dehors de l'épaisseur nominale prévue ce qui, en temps normal, est considéré comme un défaut.

Tel que mentionné précédemment, pour évaluer la reproductibilité du procédé, deux des 8 expériences originales ont été répétées 2 fois chacune. Il s'agit des expériences 6 et 8, correspondant respectivement à des conditions de moulage à basse et à haute température. En observant la Figure 5-3, on constate une bonne répétitivité des essais 8, A-8 et B-8 ($\bar{E} = -2.239\%$, -2.015% et -2.164%). Par contre, la répétitivité entre l'essai 6 et les essais A-6 et B-6 est mauvaise ($\bar{E} = 5.821\%$, 3.134% et 3.358%). On constate une forte disparité entre l'essai original et les deux répétitions. Néanmoins, ils montrent tous une augmentation d'épaisseur par rapport à l'épaisseur nominale de la cavité

Par ailleurs, pour les essais où la variation d'épaisseur normalisée était positive, un fini de surface discontinu entre la périphérie de la pièce et son sommet (cf. Figure 5-4-a) fut obtenu. Cela est représentatif d'une consolidation non uniforme et même incomplète au sommet de la pièce. À l'inverse, les essais où l'épaisseur mesurée était inférieure à l'épaisseur nominale produisaient des pièces avec un fini de surface lisse et continue sur la totalité de la pièce (cf. Figure 5-4-b). Cette variation brusque du fini de

surface concorde avec l'hypothèse exposée à la section 4.4.2, expliquant la relation entre l'épaisseur mesurée à la périphérie de la pièce et la compaction locale de la matière dans le moule.

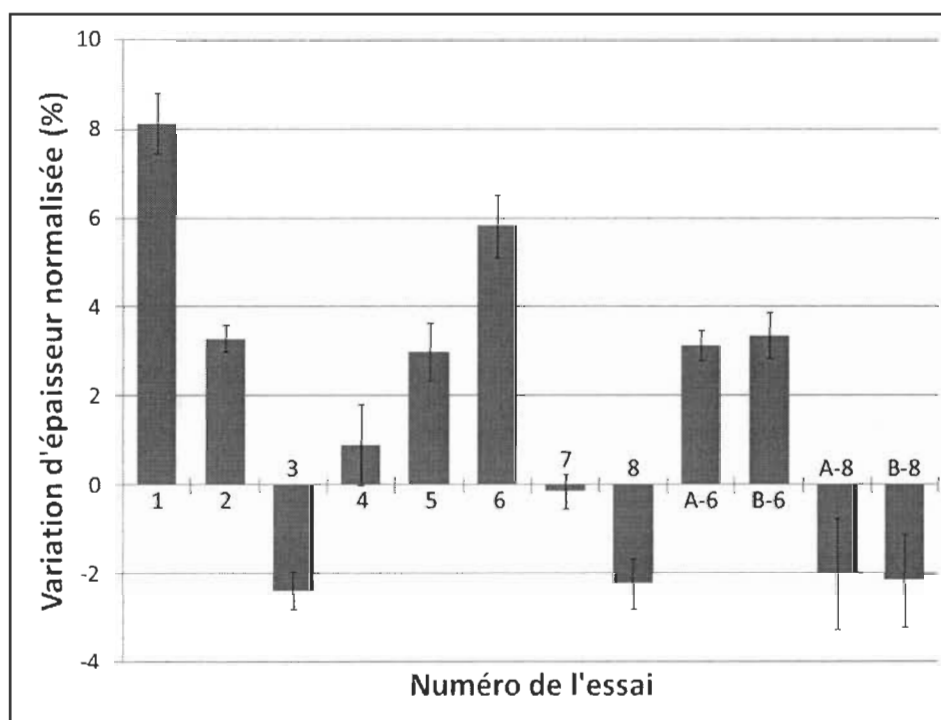


Figure 5-3 : Résultats bruts, sous forme graphique, de la variation d'épaisseur moyenne normalisée - première série d'essais.

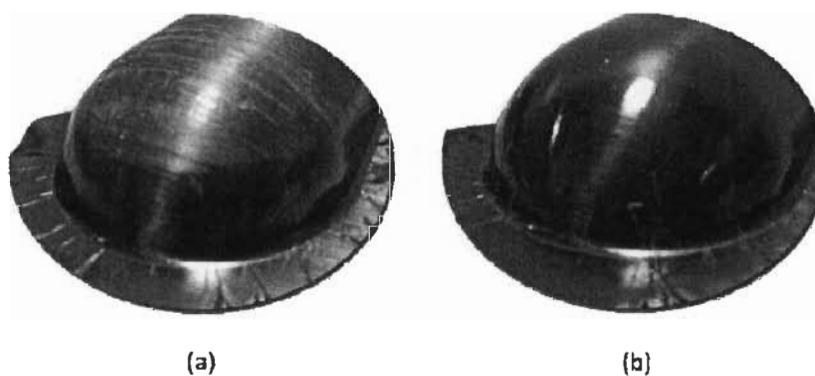


Figure 5-4 : Aperçu du fini de surface pour de (A) l'essai #2 ($\bar{E} = 3.28\%$) et de (B) l'essai #3 ($\bar{E} = -2.39\%$).

5.4.3. Cisaillement interlaminaire

Les résultats des essais de cisaillement interlaminaire pour cette première série d'essais sont regroupés dans le Tableau D-2, à l'annexe D. Puisque les dimensions des éprouvettes diffèrent de celles spécifiées par la norme en vigueur, plusieurs essais ont produit des résultats erronés (symbolisé par le « --- » dans le Tableau D-2). Ces éprouvettes ont rompu suivant un autre mode de rupture. Par conséquent, toutes les éprouvettes n'affichant pas une rupture en mode *II* (cisaillement interlaminaire) ont été soustraites des résultats afin d'éviter de fausser leur interprétation. Un exemple typique de bris d'une éprouvette suivant le bon mode de rupture est illustré à la figure 5-5.



Figure 5-5 : Exemple d'une fissure indiquant une rupture en mode II.

Pour chacun des essais, la contrainte de cisaillement moyenne est calculée à partir des données du Tableau D-2 et représentée graphiquement à la Figure 5-6. En comparant les résultats de l'essai de cisaillement interlaminaire (*cf.* Figure 5-6) avec la mesure d'épaisseur (*cf.* Figure 5-3), on remarque qu'une tendance générale se dessine. En effet, les éprouvettes dont l'épaisseur mesurée était plus faible montrent une meilleure résistance au cisaillement interlaminaire et vice versa. En passant des essais 1 à 3, l'épaisseur diminue et la résistance augmente. Des essais 3 à 6, l'épaisseur augmente et la résistance diminue et finalement, des essais 6 à 8, l'épaisseur diminue et une fois de plus, la résistance augmente. Celle-ci s'explique par le fait qu'une épaisseur plus faible correspond à un taux de fibres plus élevé dans la pièce, augmentant ainsi la résistance au délaminage puisque la fissure se doit de contourner

une proportion plus élevée de fibre. Cela pourrait être vérifié en observant le faciès de rupture des éprouvettes qui devrait être plus rugueux pour les éprouvettes plus minces.

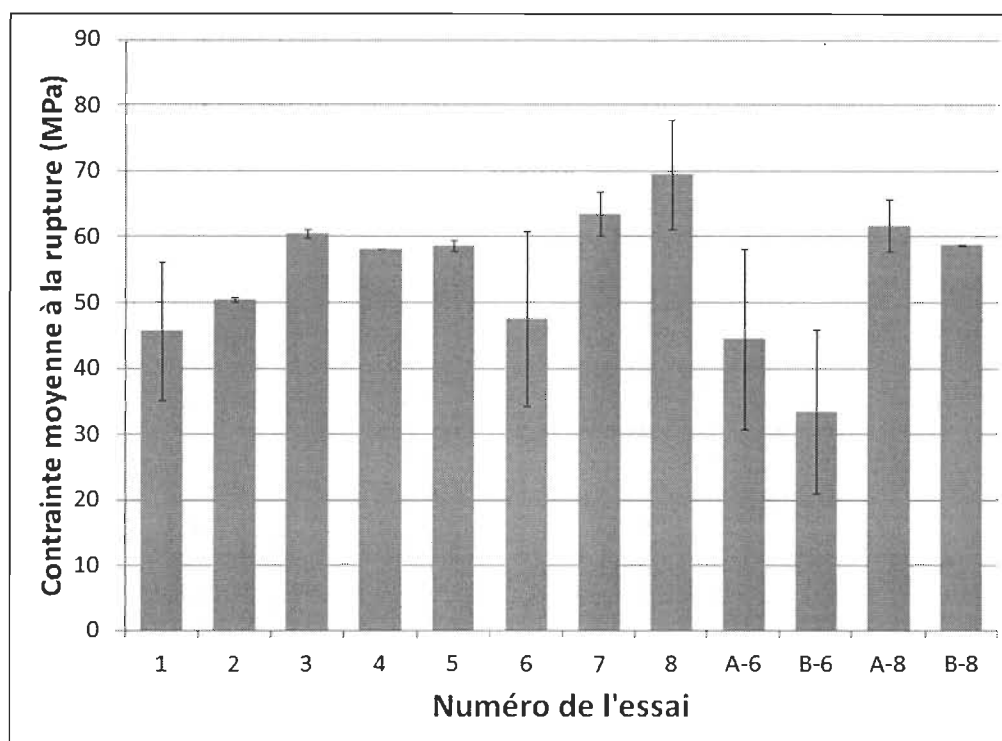


Figure 5-6 : Résultats bruts de la contrainte de cisaillement interlaminaire moyenne, à la rupture de l'éprouvette – Première série d'essais.

De plus, on remarque que les répétitions de l'essai 8 (A-8 et B-8) montrent des résultats très similaires, alors que celles faites pour l'essai 6 montrent une forte déviation par rapport à l'essai initial. Il est probable que ce manque de répétabilité soit lié aux conditions de moulage utilisé pour cette expérience. En observant les conditions au Tableau 5-2, on remarque que l'essai 6 est réalisé aux niveaux de température de moule et de pression les plus faibles, soit 280°C et 1.55 MPa respectivement. Cela fait en sorte que la pièce est moulée sous des conditions de température et pression défavorables pour la réorganisation de la matière dans le moule. La pièce est à une

température où la viscosité de la matrice est plus élevée (car la température du moule est plus basse), alors la matière nécessite une pression plus élevée que le niveau appliqué (1.55 MPa) pour se déformer et se conformer convenablement dans le moule. On observe d'ailleurs que tous les essais réalisés à cette combinaison de température et pression montrent de grand écart-type au niveau de la contrainte de cisaillement interlaminaire (essais 1, 6, A-6 et B-6) de même que des épaisseurs moyennes différentes tel qu'observé à la Figure 5-3. Au contraire, les essais qui ont été réalisés à température du moule et à pression élevées (360°C et 3.10 MPa) montrent une moins grande différence et disparité des résultats, ce qui renforce cette hypothèse.

5.5. Analyse et discussion

5.5.1. Analyse de la variance (ANOVA)

L'objectif premier de cette analyse est d'évaluer l'influence de chacun des paramètres de moulage (variables d'entrée) sur les deux variables réponses sélectionnées, soit l'épaisseur et la contrainte ultime en mode *II*. À première vue, il est impossible de tirer des conclusions sur l'influence de chacun de ces paramètres sur la seule base des résultats bruts montrés aux Figures 5-3 et 5-6. Pour ce faire, le recours à un outil statistique particulier est nécessaire. L'analyse de variance permet d'isoler l'effet de chacun des paramètres de manière découplée et de déterminer leur effet sur la variabilité des résultats par rapport à la moyenne globale des 8 essais. La méthode d'analyse utilisée provient du volume de Baillargeon [51]. Le détail du calcul de l'analyse de variance pour les résultats de cette section se retrouve à l'annexe B. Pour l'heure, seuls les tableaux récapitulatifs de l'analyse de variance sont présentés (cf. Tableaux 5-4 et 5-5). Ces deux tableaux regroupent l'information nécessaire aux conclusions concernant l'influence des 4 paramètres d'intérêt sur la qualité de consolidation. Afin de déterminer si un paramètre donné a un effet significatif sur l'une des réponses, il faut en calculer le facteur F pratique (F_{prai}). Pour ce faire, on compare la variance de la réponse produite par ce même paramètre avec celle produite par

l'erreur résiduelle. On compare ensuite le facteur F pratique avec celui provenant de la table de Fisher-Snedecor [51]. Ce dernier est déterminé en fonction du nombre de degrés de liberté du paramètre analysé, du degré de liberté de l'erreur et du seuil de confiance (un seuil de 5% a été utilisé dans le cas présent). Lorsque le facteur F pratique est supérieur au facteur F tabulé, l'effet du paramètre associé est dit significatif.

Le Tableau 5-4 résume les calculs de l'analyse de variance pour la variable épaisseur. On remarque que l'effet de la température de préchauffage (A) et celui du temps de transfert (C) sont négligeables. À l'inverse, la température du moule (B) et la pression d'estampage (D) ont un effet fortement significatif sur l'épaisseur de la pièce. La même analyse est montrée au Tableau 5-5 pour l'effet des paramètres sur la contrainte de cisaillement interlaminaire. On remarque que seule la température du moule (B) a un effet significatif sur la contrainte. Cependant, la température de préchauffage et la pression d'estampage sont très près du seuil de signification. En fait, il est possible de déterminer si ces 2 paramètres sont véritablement négligeables, ou si l'importance de l'erreur est trop forte et biaise la conclusion de l'ANOVA. Comme le temps de transfert est fortement négligeable dans l'analyse ($F_{\text{prat}} \ll F_{1,3,0.05}$), il est possible de l'exclure de l'analyse. En procédant ainsi, on libère le degré de liberté relié à ce paramètre. Ce dernier s'ajoute aux degrés de liberté de l'erreur et provoque la réduction de la variance de l'erreur ainsi que du facteur décisionnel F tabulé ($F_{1,3,0.05}$ devient $F_{1,4,0.05}$). Le Tableau 5-6 résume les résultats que l'on obtient en enlevant le temps de transfert comme paramètre d'entrée. On remarque alors que l'effet des trois paramètres est positif, en ce qui a trait à leur influence sur la contrainte de cisaillement. Ceci démontre que la température de préchauffage (A), la température du moule (B) et la pression d'estampage (D) influencent significativement la contrainte de cisaillement.

Tableau 5-4 : Tableau ANOVA de la variable épaisseur - Première série d'essais.

Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{1,3,0.05}$	Effet significatif?
A	1	1.25×10^{-3}	1.25×10^{-3}	1.5	10.1	NON
B	1	80×10^{-3}	80×10^{-3}	96	10.1	OUI
C	1	0.05×10^{-3}	0.05×10^{-3}	0.06	10.1	NON
D	1	24.2×10^{-3}	24.2×10^{-3}	29.04	10.1	OUI
ε	3	2.5×10^{-3}	0.83×10^{-3}	---	---	---

Tableau 5-5 : Tableau ANOVA de la variable contrainte de cisaillement interlaminaire - Première série d'essais.

Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{1,3,0.05}$	Effet significatif?
A	1	74.159	74.159	10.07	10.1	NON
B	1	305.535	305.535	41.505	10.1	OUI
C	1	0.833	0.833	0.113	10.1	NON
D	1	73.649	73.649	10.00	10.1	NON
ε	3	22.084	7.361	---	---	---

Tableau 5-6 : Tableau ANOVA-modifié de la variable contrainte de cisaillement interlaminaire - Première série d'essais.

Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{1,4,0.05}$	Effet significatif?
A	1	74.159	74.159	12.94	7.71	OUI
B	1	305.535	305.535	53.33	7.71	OUI
D	1	73.649	73.649	12.85	7.71	OUI
ε	3	22.084	7.361	---	---	---

L'analyse de variance est un outil puissant qui a permis de déterminer l'importance des paramètres sélectionnés sur la qualité de consolidation des pièces qui ont été moulées lors de cette première série d'essais. Cependant, pour déterminer l'ordre de grandeur de l'influence de ces paramètres, un autre outil est nécessaire, soit les graphes linéaires. Il s'agit en fait d'une méthode d'analyse graphique reprenant la valeur de la moyenne des résultats obtenus pour un paramètre donné à un niveau donné. Prenons comme exemple le cas du plan d'expérience présent. Il s'agit de calculer la moyenne des résultats pour chacun des deux niveaux de chaque paramètre. Ainsi, *le paramètre température de préchauffage*, symbolisé par la lettre *A*, s'analyse graphiquement comme suit. D'abord, on calcule la moyenne des résultats pour tous les essais où le paramètre *A* est fixé au niveau 1, soit les résultats des essais 1 à 4. On procède de même pour les résultats des essais 5 à 8, correspondant au niveau 2 du paramètre *A*. De cette façon, on peut estimer la variabilité de la réponse lorsque le paramètre en question passe du niveau 1 au niveau 2. Les Figures 12 et 14 représentent respectivement le graphe linéaire de l'épaisseur de la pièce et de la contrainte interlaminaire. Comme pour l'analyse ANOVA, on remarque que l'influence de la température du moule (paramètre *B*) est très forte dans les deux cas puisqu'une importante variation est obtenue entre les deux niveaux. L'utilité réelle de ces graphes réside dans une certaine capacité d'optimisation. En fait, de la Figure 5-7, il est clair que l'augmentation de la température du moule de 280°C à 360°C est fortement préférable pour diminuer l'épaisseur de la pièce et favoriser la consolidation. Il en est de même lorsque la pression d'estampage augmente de 1.55 MPa à 3.1 MPa. Ces conclusions s'étendent aux résultats des essais de cisaillement interlaminaire. Selon cette première série d'essais, les conditions de moulage quasi optimales, en supposant acceptable une pièce plus mince que l'épaisseur nominale de la cavité, seraient celles inscrites au Tableau 5-7. Il faut cependant être prudent avec ces résultats. En fait, comme un plan d'essais à 2 niveaux ne permet que de déterminer 2 points pour chacun des

paramètres, le résultat obtenu prend la forme d'une droite. Dans ce cas, seul l'effet linéaire est prise en compte lors l'analyse de variance. Par conséquent, il est impossible de réellement optimiser un tel comportement, car il est exempt d'extremums. Pour ce faire, l'utilisation d'un plan d'expérience à 3 niveaux devient nécessaire, car avec trois points, les résultats peuvent être représentés par une courbe, laquelle possède des valeurs extremums. Cela emboîte le pas à la seconde série d'essais qui sera discuté plus en détail dans le prochain chapitre.

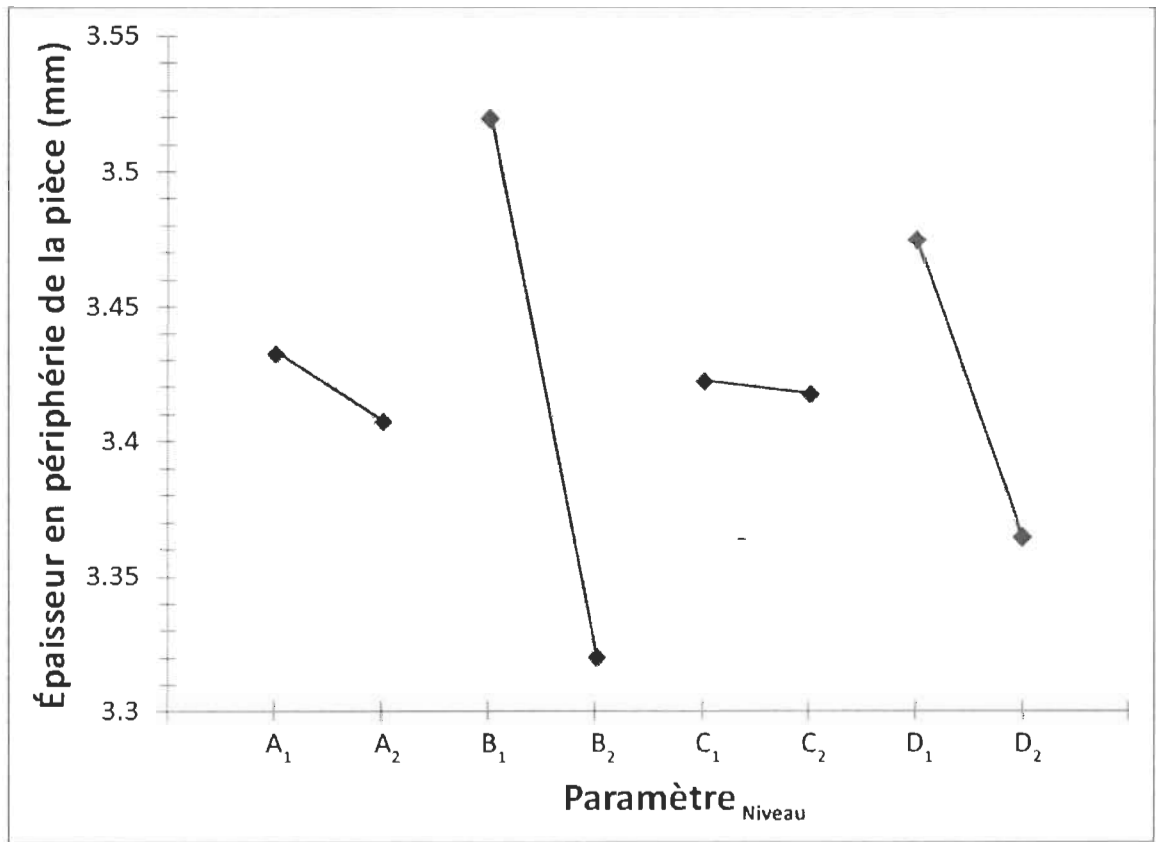


Figure 5-7 : Graphe linéaire de l'influence des paramètres sur la variabilité de l'épaisseur moyenne de la pièce - Première série d'essais.

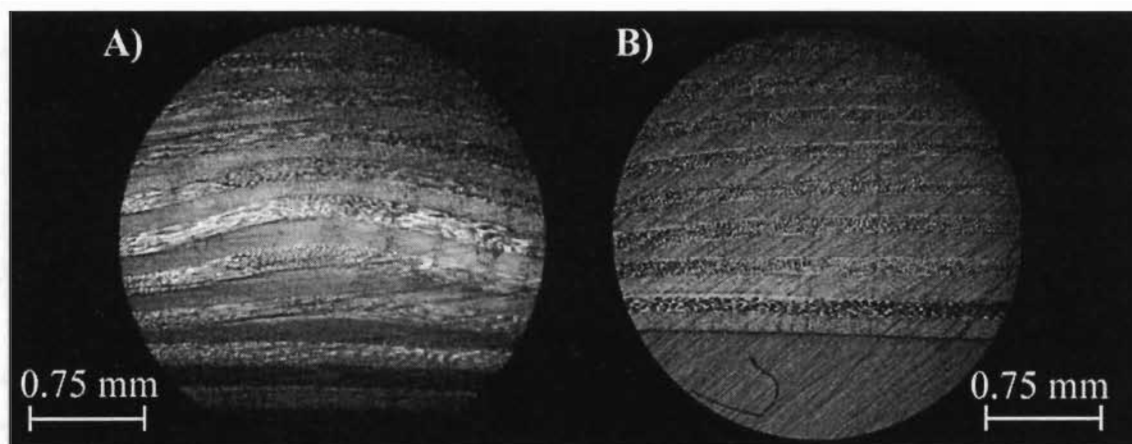


Figure 5-8 : Micrographie de l'empilement des couches des essais 1 (A) et 8 (B).

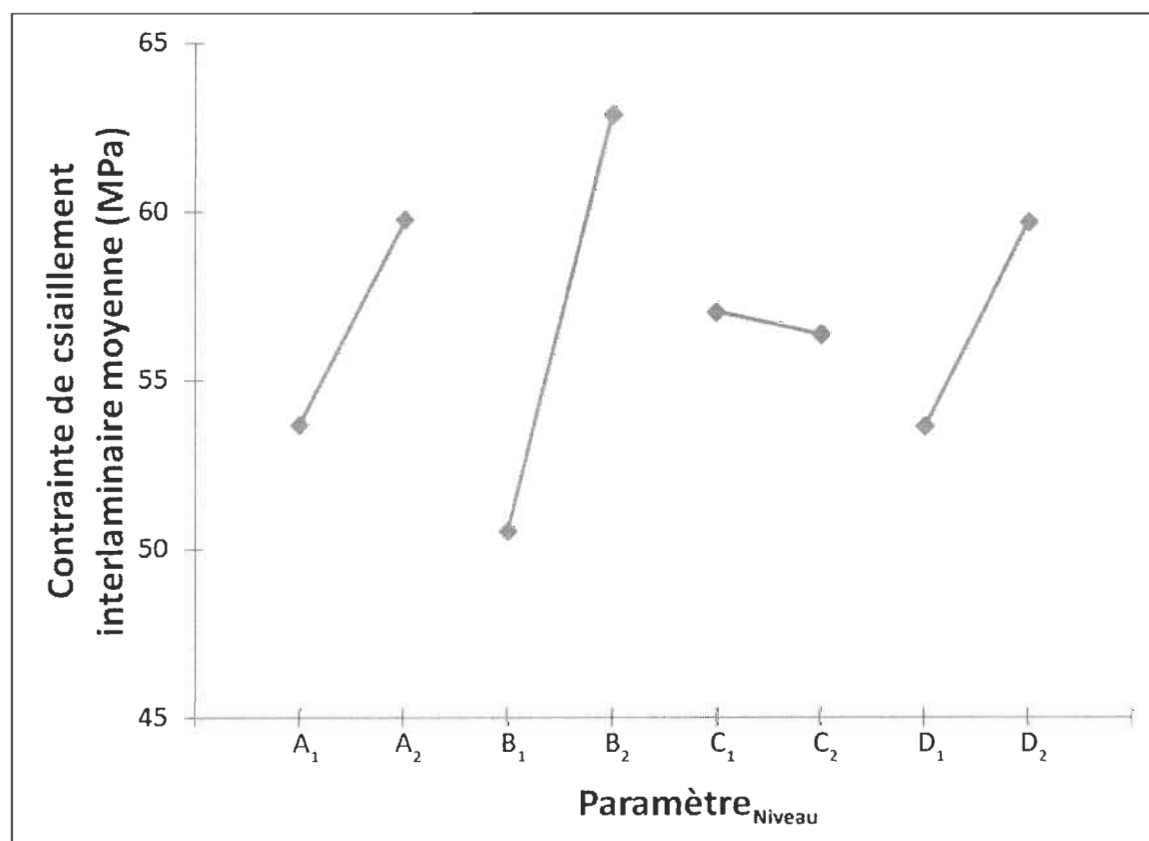


Figure 5-9 : Graphe linéaire de l'influence des paramètres sur la variabilité de la contrainte de cisaillement interlaminaire moyenne - Première série d'essais.

Tableau 5-7 : Valeur des paramètres du procédé améliorant la qualité de consolidation.

Indice	Paramètre	Valeur préférable
A	Température de préchauffage	420°C
B	Température du moule	360°C
C	Temps de transfert	10 s*
D	Pression d'estampage	3.1 MPa

* Le temps de transfert n'a pas d'effet significatif sur la qualité de consolidation de la pièce, il est fixé à 10 secondes, soit le temps le plus court.

5.5.2. Discussion

Rappelons que cette première série d'essais avait pour objectif principal de déterminer lesquels des paramètres du procédé sous notre contrôle avaient une influence notable sur la qualité de consolidation. La qualité de consolidation étant déterminée par l'épaisseur de la base de la partie cylindrique de la pièce et par la résistance au cisaillement interlaminaire. Pour le niveau établi des paramètres sous contrôle, la température du moule a été identifiée comme ayant le plus d'influence sur la variabilité de la consolidation. La température de préchauffage et la pression d'estampage ont aussi montré un effet significatif, tandis que le temps de transfert a été jugé négligeable. Il faut cependant prendre en compte que les deux niveaux des paramètres furent fixés à des valeurs éloignées l'une de l'autre afin de bien faire ressortir leur influence pour cette première série d'essais. Ainsi, sachant que la température de fusion de la matrice PEEK est autour de 343°C, les résultats montrent bien que le comportement du matériau est très différent lorsqu'il est mis en forme dans un moule chaud (360°C) plutôt que dans un moule froid (280°C) et ce, peu importe le niveau de température atteint lors du préchauffage du flan. Dans le premier cas, le moule étant plus chaud que la température de fusion du PEEK, le matériau peut se déformer beaucoup plus aisément puisqu'il est maintenu à l'état fondu par le moule. Dans le second cas, vu que la température du moule est en deçà de la température de fusion de la résine PEEK, elle tend à se solidifier plus rapidement. Il est probable que la

plus faible viscosité de la matrice sous ces conditions, combinée à la réorganisation de la matière (cisaillement intra- et interlaminaire, réorientation des fibres, déformation transverse, etc.) et au compactage des fibres en périphérie de la pièce, engendre un certain vallonnement des couches du laminé tel que montré à la Figure 5-8-A. Comme la matrice PEEK tend à se solidifier rapidement lors de sa mise en forme, la surépaisseur en périphérie du moule est telle que ce dernier ne peut pas se fermer complètement malgré la pression générée par la presse, provoquant ainsi une diminution de la qualité de consolidation du sommet de la pièce.

Par ailleurs, une autre problématique a été soulevée lors de l'exécution de cette première série d'essais relativement au temps de cycle. Bien que le procédé de thermoformage-estampage permette généralement un temps de cycle rapide, pour les essais qui ont été réalisés, un temps de cycle d'au moins 40 minutes par pièce était commun. Pour ce premier plan d'expérience, le temps le plus long, valant pour approximativement 60-70% du temps de cycle, correspond au chauffage et au refroidissement du moule suite à la mise en forme. Comme le moule doit être chauffé à 280°C, ou 360°C, puis refroidit aux alentours de 160°C en maintenant la pièce à l'intérieur, il s'en suit une perte de temps importante avant le démoulage, considérant la masse thermique du moule. Afin d'améliorer le temps de cycle et d'étudier le procédé sous un angle plus favorable à son utilisation en industrie, un cycle de moulage isotherme a été envisagé. Il permettrait d'éliminer le temps de chauffage et de refroidissement du moule en conservant sa température constante tout au long du cycle.

Chapitre 6. Deuxième série d'essais

6.1. Introduction

Suite à la première série d'essais, des modifications ont été apportées, notamment celle d'étudier le procédé de thermoformage-estampage sous l'angle d'un cycle isotherme. L'objectif étant de réduire le temps de cycle pour mieux représenter la réalité industrielle et voir l'effet d'un maintien à température élevée sur le degré de cristallisation de la matrice PEEK. La deuxième série d'essais est tirée d'un plan d'expérience L_{27} , permettant l'étude des paramètres d'intérêt sur 3 niveaux. Cela signifie que les essais généreront 3 points de comparaison par paramètre, permettant de tracer une courbe et d'en trouver la valeur optimale. Les paramètres pris en compte pour cette seconde série sont la température de préchauffage, la pression d'estampage, la température du moule et le temps de maintien à la température du moule avant le démoulage. Les 3 premiers paramètres s'étant montrés influents sur la qualité de consolidation, il a été décidé de les conserver pour la suite, afin de comparer les résultats des deux séries d'essais.

Le présent chapitre se divise comme suit. D'abord le plan d'expérience utilisé sera détaillé, de même que les paramètres d'intérêts. Les variables réponses retenues sont les mêmes que celles définies dans le chapitre précédent. Par la suite, les résultats bruts seront présentés. Finalement, ces résultats seront analysés par la méthode de l'ANOVA et discutés. Une comparaison entre les résultats des deux séries d'essais sera aussi effectuée.

6.2. Plan d'expérience

6.2.1. Définition des paramètres d'intérêt

Les paramètres ayant montré une influence notable sur la qualité de consolidation des pièces lors des premiers essais ont été conservés. Il s'agit de la température de préchauffage, de la température du moule et de la pression d'estampage. Cependant,

l'échelle sur laquelle chaque paramètre variait a été modifiée pour tenir compte des différentes modifications recommandées à la suite de l'analyse des résultats de la première série d'essais. Dans cette nouvelle série d'essais, comme on considère le cycle de thermoformage-estampage isotherme, la température du moule et le temps de maintien seront ajustés pour permettre la solidification et surtout la cristallisation de la matrice PEEK. Le dernier paramètre à considérer dans ce plan d'expérience est le temps de maintien dans le moule. Le cycle isotherme est schématisé à la Figure 6-1.

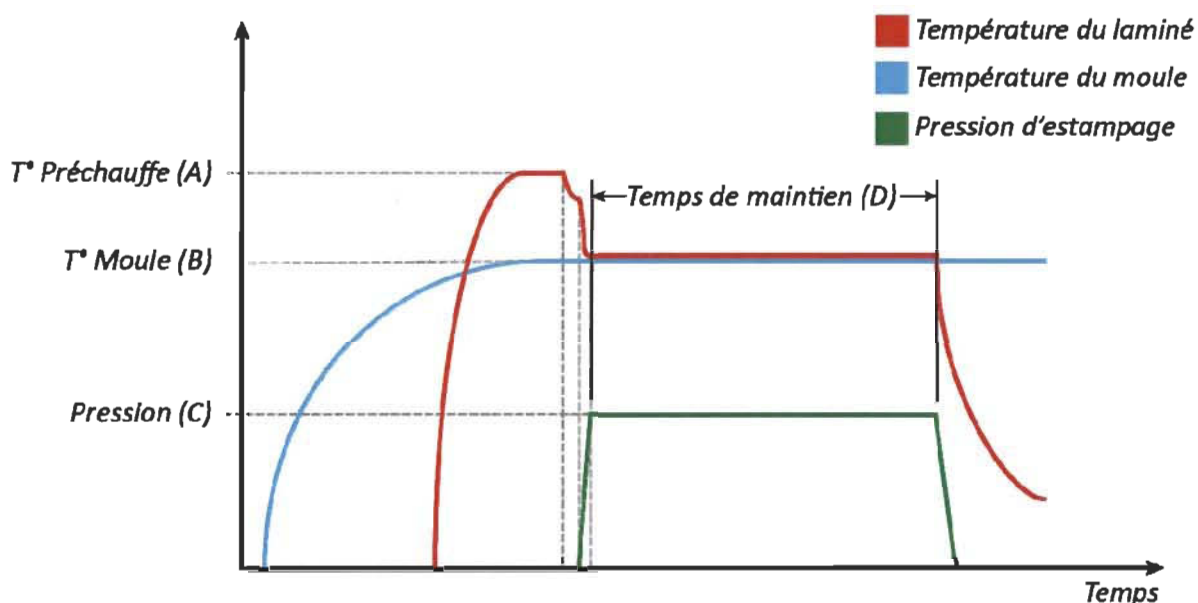


Figure 6-1 : Évolution des paramètres d'intérêt de la deuxième série d'essais lors d'un cycle de moulage en mode isotherme.

Les valeurs extrêmes de la température du moule ont été fixées en s'inspirant de l'étude menée par Chen et Chung [53] sur le comportement de la cristallisation d'un composite PEEK/carbone contenant une fraction massique de fibres de 68%. À noter que la fraction massique de fibres du composite PEEK/carbone étudié dans le cadre de l'actuel projet est de 64% [47], donc les résultats de l'étude de Chen et Chung [53] peuvent raisonnablement s'appliquer au matériau à l'étude. En observant les résultats obtenus par ces auteurs (*cf.* Figure 6-2), on remarque que le matériau cristallise très

rapidement. En moins de 10 minutes, le taux de cristallinité atteint déjà de 27% à 32% pour des températures variant de 260°C à 300°C. Puisque cette plage de température donne des taux de cristallinité satisfaisants, il a été décidé de fixer la température du moule aux alentours de celle-ci. Comme il a été observé précédemment, le matériau tend à se solidifier rapidement à une température de 280°C et à provoquer une consolidation partielle du sommet de la pièce. Pour cette raison, la température minimale du moule a été fixée à 270°C. Celle-ci est légèrement plus basse que celle du premier plan d'expérience, car nous avons voulu tenir compte du temps de maintien pendant lequel la pièce est maintenue à la température du moule jusqu'au démoulage, ce qui devait permettre de conformer complètement le laminé malgré une température du moule légèrement plus faible. La température maximale a quant à elle été fixée légèrement au-dessus de la limite supérieure étudiée par Chen et Chung [53], soit à 310°C. Le but étant de maximiser la température du laminé lorsqu'il y a contact avec le moule afin de maintenir une viscosité plus faible le plus longtemps possible pendant la fermeture du moule et ainsi maximiser la capacité du matériau à se déformer pendant la mise en forme.

La température de préchauffage du flan, quant à elle, a été délimitée par les résultats de la première série d'essais. En observant la lecture des thermocouples prémoulés dans les plaques (cf. Figure 5-2), on remarque que la température moyenne du flan pendant le transfert (entre les points B et D de la Figure 5-2) subit une chute de 25°C à 35°C, pour une température de moule de 280°C. La température de 375°C a été fixée de façon à atteindre la température de fusion du PEEK à la fin du transfert du flan vers le moule, sachant que la température de fusion de ce dernier est de 343°C ($375^{\circ}\text{C} - 35^{\circ}\text{C} = 340^{\circ}\text{C}$). La limite supérieure a été choisie conformément au plan d'expérience précédent (420°C) en majorant de 5°C pour obtenir une valeur médiane de 400°C comme niveau intermédiaire de température (le plan d'expérience étant à trois niveaux par paramètre).

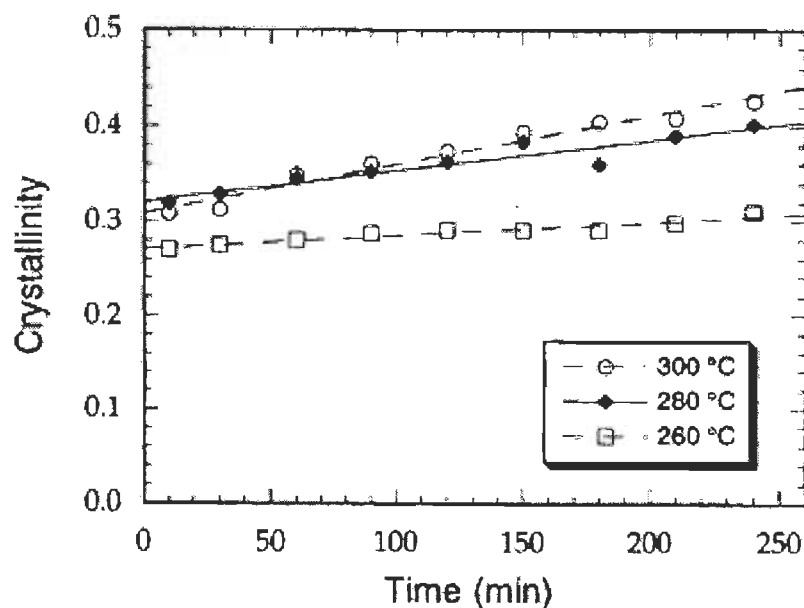


Figure 6-2 : Évolution isotherme du taux de cristallinité du PEEK/carbone à différentes valeurs de température [53].

La pression d'estampage a, quant à elle, été fixée en se basant sur les observations dégagées de la première série d'essais. Dans le plan d'expérience précédent, la pression de 1.55 MPa semblait manifestement trop faible pour obtenir un degré de consolidation acceptable. La pression de 3.1 MPa a été conservée afin de permettre la comparaison entre les deux séries d'essais. Quant au niveau supérieur, il a été choisi en tenant compte de la limitation du capteur de pression inséré dans le moule. Le capteur de pression ayant une limite de 6.9 MPa (1000 psi), la pression maximale de 5.6 MPa a été considérée, laissant un facteur de sécurité d'environ 1.25.

Finalement, le temps de maintien a été fixé à 1, 3 et 5 minutes. Cette décision est motivée par le fait qu'on cherche à minimiser le temps de cycle. Or, le composite PEEK/carbone a tendance à cristalliser rapidement (en moins de 10 minutes selon la Figure 6-2) lorsqu'il est maintenu à des températures autour de 280°C-300°C [53]. Ainsi, en utilisant des temps de maintien plus courts, il sera possible d'étudier la

cristallisation et le comportement du matériau au démoulage à l'intérieur des 10 premières minutes. À noter qu'à la fin du temps de maintien, le moule s'ouvre et la pièce est démoulée.

Il est à noter que les niveaux intermédiaires ont été fixés à la valeur médiane entre les deux niveaux extrêmes. Le Tableau 6-1 reprend les valeurs mentionnées ci-dessus pour chaque paramètre considéré dans ce second plan d'expérience.

Tableau 6-1 : Variables d'entrée du second plan d'expérience.

ID	Variable	Niveau 1	Niveau 2	Niveau 3
A	Température du moule (°C)	270	290	310
B	Température de préchauffage (°C)	375	400	425
C	Pression d'estampage (MPa)	3.1	4.35	5.6
D	Temps de maintien (minutes)	1	3	5

6.2.2. Réponses mesurées

Comme au chapitre précédent, les variables réponses qui ont été mesurées sont l'épaisseur de la paroi à la base de la pièce et la résistance ultime en cisaillement interlaminaire. Tel que mentionné à la section précédente, le phénomène de cristallisation a aussi été pris en compte dans la conception de cette série d'essais. Toutefois, sa caractérisation ne fait pas l'objet de ce document. Cependant, puisqu'il s'agit d'un facteur pouvant influencer la qualité de la pièce, le taux de cristallinité des pièces sera mesuré et analysé par la méthode ANOVA dans des travaux futurs. Cet aspect sera abordé au chapitre 7. À noter que le taux de cristallinité peut avoir un certain effet sur l'épaisseur de la pièce, en raison de la contraction (retrait) de la matrice, de même que sur la viscosité d'ensemble. Il peut aussi influencer les propriétés au délaminage puisque celles-ci dépendent fortement des propriétés de la matrice et qu'un taux de cristallinité élevé est en général favorable aux propriétés.

6.2.3. Planification des essais

Pour tenir compte des 4 paramètres à 3 niveaux qui ont été sélectionnés, le nouveau plan d'expérience choisi est un L_{27} . Des 26 degrés de liberté (*ddl*) que comprend ce plan d'expérience, 2 *ddl* sont attribués à chaque paramètre d'intérêt. Contrairement au premier plan d'expérience, il a été jugé pertinent de considérer certaines interactions entre les paramètres. Trois interactions ont ainsi été considérées.

- ✎ L'interaction entre la **température du moule (A)** et la **pression d'estampage (C)**.
- ✎ L'interaction entre la **température de préchauffage (B)** et la **pression d'estampage (C)**.
- ✎ L'interaction entre la **pression d'estampage (C)** et le **temps de maintien (D)**.

Chacune de ces interactions nécessite 4 *ddl* pour être caractérisée lors de l'analyse. Considérant que, sur les 26 *ddl*, 8 *ddl* sont attribuables aux paramètres et 12 *ddl* sont attribuables aux interactions, il reste un total de 6 *ddl* pour cerner l'erreur expérimentale. Ce nombre a été jugé suffisant, dans la mesure où l'on considère que les paramètres prennent déjà une large part de la variabilité de chaque réponse (>75%). Le Tableau 6-2 est un récapitulatif du plan d'expérience final. Pour plus de détail sur la construction de ce plan d'expérience, le lecteur est référé à l'annexe A. Les 27 essais ont ensuite été effectués suivant la procédure de moulage isotherme décrite à la section 6.2.1.

6.3. Résultats bruts

6.3.1. Évolution de la température interne du flan pendant le moulage

Lors de la réalisation des essais, la température interne de chaque pièce a été enregistrée à l'aide des 3 thermocouples prémoulés à l'intérieur des laminés. L'évolution de la température lors du moulage nous renseigne sur la température à tout moment du cycle de mise en forme de même que sur le taux de refroidissement

dans l'épaisseur de la pièce. Il est aussi possible d'obtenir une estimation du gradient de température dans l'épaisseur de la pièce pour en faire le lien avec les contraintes résiduelles. Ces informations sont particulièrement intéressantes dans la mesure où l'on cherche à déterminer le lien entre l'évolution de la température et le taux de cristallinité ou la création de contraintes résiduelles, par exemple. Dans le cas présent, ces aspects ne sont pas étudiés, car ils débordent du cadre du travail du projet de maîtrise. Par contre, les données recueillies pourraient être réutilisées dans des travaux futurs.

Tableau 6-2 : Plan d'expérience réduit pour la deuxième série d'essais.

Essai	A (°C)	B (°C)	C (MPa)	D (min)	Essai	A (°C)	B (°C)	C (MPa)	D (min)
1	270	375	3.1	1	15	290	400	5.6	3
2	270	375	4.35	3	16	290	425	3.1	1
3	270	375	5.6	5	17	290	425	4.35	3
4	270	400	3.1	3	18	290	425	5.6	5
5	270	400	4.35	5	19	310	375	3.1	5
6	270	400	5.6	1	20	310	375	4.35	1
7	270	425	3.1	5	21	310	375	5.6	3
8	270	425	4.35	1	22	310	400	3.1	1
9	270	425	5.6	3	23	310	400	4.35	3
10	290	375	3.1	3	24	310	400	5.6	5
11	290	375	4.35	5	25	310	425	3.1	3
12	290	375	5.6	1	26	310	425	4.35	5
13	290	400	3.1	5	27	310	425	5.6	1
14	290	400	4.35	1					

À partir des lectures de température, il est possible d'évaluer approximativement la température de début de la mise en forme (premier contact du flan avec le poinçon) et celle à la fin (moule complètement fermé). La moyenne entre ces deux températures caractérise la température moyenne de mise en forme de la pièce. Le Tableau D-3, en annexe, contient les données de température qui ont été recueillies pour les 3 thermocouples prémoulés et à 4 moments clé de la mise en forme. La Figure 6-3 montre les courbes de température enregistrées par les 3 thermocouples localisés au centre du flan et dans l'épaisseur (cf. Figure 4-2), en précisant les quatre moments clé de la mise en forme, soit les points B, C, D et E de la Figure 6-3.

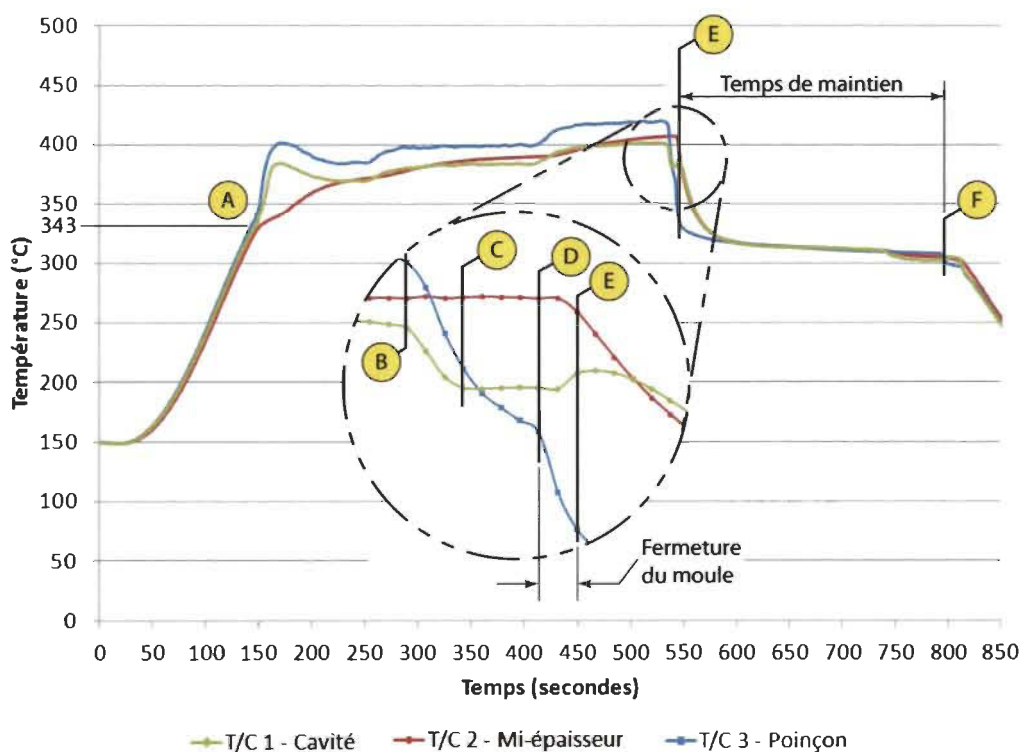


Figure 6-3 :  volution de la température des thermocouples prémoulés lors d'un cycle de moulage isotherme (essai 23). (A) Déconsolidation partielle du flan lors du préchauffage. (B) Le flan sort du four IR. (C) Le flan est déposé au-dessus du moule. (D) Premier contact poinçon/flan. (E) Fin de la fermeture du moule (atteinte de la position d'équilibre). (F) Ouverture du moule et démoulage de la pièce.

De manière similaire à la Figure 5-2 de la série d'essais L₈, au point A, le laminé atteint la température de fusion de la matrice PEEK lors du préchauffage et déconsolide partiellement. Au point B, il sort du four infrarouge et est transféré au-dessus du moule, correspondant au point C. Le point D correspond au moment où le poinçon fait contact pour la première fois avec le laminé. Le moule se ferme jusqu'à atteindre l'équilibre (fermeture complète) au point E. Du point E au point F, la température du moule est maintenue constante, de même pour la pression d'estampage. Cette zone correspond au temps de maintien. Finalement, au point F, le moule est ouvert et la pièce est démoulée.

Dans l'ensemble, le comportement du laminé au préchauffage et pendant le moulage est très similaire à ce qui a été décrit au chapitre précédent, en lien avec la Figure 5-2. Ainsi, du point B jusqu'au point C, les surfaces du laminé refroidissent rapidement par convection dans l'air ambiant. La vitesse de refroidissement entre les points C et D diminue, comme le laminé arrive au-dessus du moule. La température de l'air dans l'environnement immédiat du moule étant plus chaude, une perte de chaleur moins importante est obtenue en surface du laminé. Au point D, le poinçon fait contact avec la surface supérieure du laminé (T/C 3). La température de celle-ci diminue donc rapidement par conduction directe avec le moule, ce qu'on observe aussi pour le thermocouple de mi-épaisseur (T/C2), mais plus tard dans l'intervalle D-E et avec beaucoup moins d'ampleur. Le temps de réponse plus lent à mi-épaisseur provient du délai de réponse par conduction de chaleur de la mi-épaisseur vers la surface du moule. La fermeture graduelle du moule produit la reconsolidation du matériau, ce qui explique la légère augmentation en température de la surface inférieure (T/C 1) qui tend à rejoindre la température plus élevée à mi-épaisseur. Finalement, lorsqu'on atteint le point E, la surface inférieure du laminé vient en contact direct avec la matrice du moule (le moule est fermé). Sa température diminue donc rapidement par conduction. À remarquer qu'après le point E, la vitesse de refroidissement du laminé à

la surface du poinçon est beaucoup plus rapide que celles à mi-épaisseur et à la surface du côté de la matrice du moule, tel que mentionné aussi en lien avec la Figure 5-2 pour les essais L₈. De plus, la température du laminé du côté cavité prend beaucoup de temps avant de diminuer après la fermeture du moule au point E. Ceci est une conséquence de l'incapacité à fermer complètement le moule et de l'espace résiduel obtenu au niveau de la portion cylindrique de ce dernier, conséquence de la consolidation incomplète du laminé tel qu'on l'observe à la Figure 5-4-A.

Il est aussi à noter que le film de polyimide sous le laminé influence certainement le transfert de chaleur à la surface du laminé, du côté cavité, avec laquelle il est en contact. Cependant, l'intensité de l'effet du film sur le transfert de chaleur est inconnue.

De manière similaire à la série d'essais précédente (L₈) les températures moyennes pendant la fermeture du moule ont été calculées et reportées dans le Tableau 6-3. Il s'agit de la moyenne de la lecture des trois thermocouples pré-moulés entre le point D et le point E. Globalement, on remarque que les températures moyennes sont affectées par la température de préchauffage du flan. À titre d'exemple, la température de l'essai 27 est plus élevée que celle de l'essai 24 qui l'est plus que celle de l'essai 21 (température de préchauffage de 425°C, 400°C et 375°C). La même observation peut être faite vis-à-vis de la température du moule (la température de l'essai 27 est plus élevée que celle de l'essai 18, qui l'est plus que celle de l'essai 9). Ces observations quant à la température moyenne ne suivent pas toujours cette tendance, mais, de manière générale, on peut affirmer que les conditions de moulage plus chaudes (température de préchauffage et température du moule) mènent à une température moyenne du laminé plus élevée pendant la mise en forme. On notera aussi que lors de l'essai 5, les trois thermocouples ont été sectionnés par l'une des tiges guide du moule, rendant la lecture de température impossible.

Tableau 6-3 : Température moyenne pendant la mise en forme des pièces – 2^e série d'essais.

Essai	T _{moy} (±10°C)	Essai	T _{moy} (±10°C)	Essai	T _{moy} (±10°C)
1	365	10	340	19	345
2	345	11	350	20	350
3	350	12	350	21	360
4	365	13	370	22	360
5	Lecture impossible	14	375	23	380
6	380	15	370	24	370
7	370	16	400	25	375
8	390	17	400	26	385
9	385	18	390	27	395

6.3.2. Mesure de la pression d'estampage pendant le moulage

La pression à la surface du laminé pendant la fermeture du moule a aussi été mesurée par l'entremise du capteur de pression introduit dans ce dernier. À la première série d'essais, cette opération n'avait pu être effectuée à cause d'un problème de calibration de la sonde de pression. Cette dernière fut recalibrée par le manufacturier et réinstallée dans le moule avant le moulage des pièces du plan L₂₇. Cependant, cette dernière tentative de mesure de la pression d'estampage a été infructueuse, alors que la résine PEEK ne s'est jamais écoulee dans le logement du capteur. Ce type de capteur mesure la pression hydrostatique du fluide qui se presse contre le diaphragme. Cependant, de par la viscosité élevée de la résine, l'écoulement à la surface du capteur était négligeable lors des essais, ce qu'on peut observer par l'empreinte mal définie laissée par le diaphragme du capteur, à la surface de la pièce. La Figure 6-5 compare l'empreinte de l'essai #8 de la première série d'essais à celle de l'essai #3 (résultat typique) de la seconde série. L'empreinte laissée sur la pièce #8, du L₈, est bien délimitée et montre que l'écoulement de la résine fondue s'est bien fait, ce qui ne fut pas le cas pour les pièces de la deuxième série d'essais. Tel que schématisé au bas de la

Figure 6-5, la lecture de la pression effectuée lors de la mise en forme des 27 essais ne peut pas être considérée comme représentative de la pression réelle sur le laminé à cet endroit. Néanmoins, la Figure 6-4 montre une courbe de pression typique telle que mesurée par le capteur lors de l'essai #3, du L₂₇. On constate que la pression mesurée (880 kPa) est beaucoup plus faible que la pression nominale. Il est normal, jusqu'à un certain point, que la pression mesurée au sommet de la portion cylindrique du moule soit plus faible que la valeur nominale utilisée dans le plan d'expérience, puisque la surépaisseur de matière obtenue à la base de la pièce reprend, dans une large mesure, la pression nominale appliquée pour permettre au laminé de se déformer à cet endroit. Nous pouvons observer, à la Figure 6-4, que la pression augmente graduellement suite à la fermeture du moule (au point E). Il est possible que de l'air emprisonné entre le diaphragme du capteur et le laminé provoque cette augmentation graduelle de la lecture de la pression pendant que la matière se réorganise sous l'effet de la pression appliquée. Le mouvement de la matière (écoulement transversal des fibres et percolation de la résine) n'est alors pas instantané, d'où l'augmentation plus lente de la pression au niveau du capteur. Au bout d'un moment, la pression atteint un maximum d'environ 880 kPa avant de redescendre graduellement. Cette baisse de pression s'explique probablement par le fait que le matériau, en refroidissant, se contracte (dilatation thermique). La matrice, en cristallisant, entraîne aussi une certaine contraction de la matière, de sorte que la pièce se décolle progressivement de la surface du capteur de pression, provoquant une diminution de la lecture par celui-ci, malgré la pression maintenue sur la pièce par la force de fermeture de la presse. La pression serait alors de plus en plus reprise par la périphérie de la pièce, plus épaisse, et maintenue en contact avec le moule.

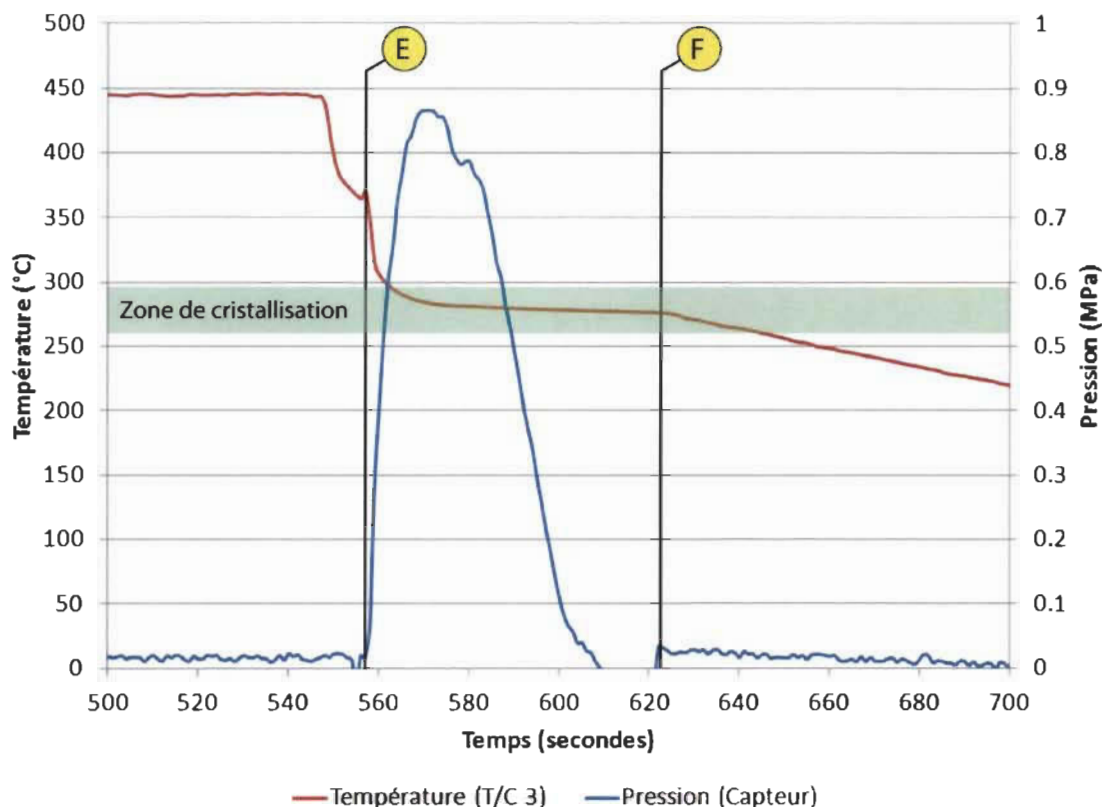


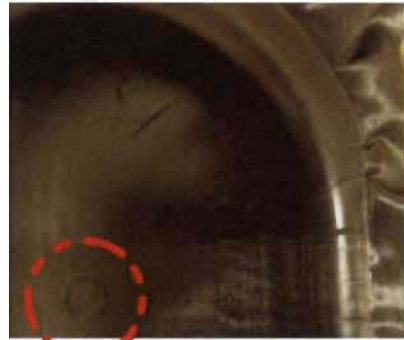
Figure 6-4 : Courbe de l'évolution de la température lue par le thermocouple prémoulé, côté poinçon (T/C 3) et la pression lue par le capteur de pression à l'intérieur du moule pour l'essai #3 du L₂₇.

Il est aussi à noter qu'aucun des essais du plan L₂₇ n'a atteint une consolidation complète (toutes les pièces affichaient un fini de surface rugueux au sommet de la portion cylindrique du moule, tel que montré à la Figure 5-4). Cela signifie que la pression mesurée par le capteur de pression provient majoritairement de la tension plane dans le laminé, générée par le frottement de ce dernier en périphérie du moule (cf. Figure 6-6) et non pas de la pression exercée par le moule sur la matière à cet endroit.

Essai #8 de la première série d'essais

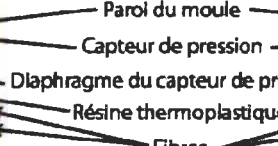


Essai #3 de la deuxième série d'essais



Contact global entre la résine fondue et le diaphragme (pression hydrostatique)

Mesure adéquate de la pression



Contact partiel entre la résine potentiellement solide, les fibres et le diaphragme

Mesure inadéquate de la pression

Figure 6-5 : Problème relié à la lecture de pression par le capteur dans le moule.

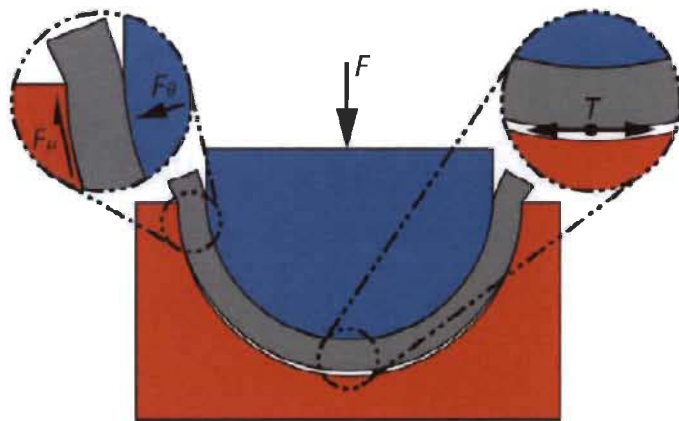


Figure 6-6 : Schéma montrant l'effet du frottement à la base de la pièce (en périphérie) sur la tension dans le flan.

La Figure 6-7 montre la moyenne des lectures faites par le capteur de pression lors de la mise en forme pour chacun des 3 échelons de pression nominale d'estampage. On remarque que, bien qu'elle soit plus faible que la valeur nominale, la moyenne

augmente d'un échelon à l'autre. Toutefois, l'écart-type associé à la valeur moyenne de chaque échelon demeure très élevé. Cela pourrait être en partie causé par la viscosité de la matrice qui varie d'un essai à l'autre. Comme la température de mise en forme varie d'un essai à l'autre, la viscosité de la matrice varie aussi, modifiant la capacité de celle-ci à s'écouler dans le logement du capteur de pression, provoquant la différence de lecture d'un essai à l'autre se traduisant par des écarts types élevés. Cependant, ceux-ci pourraient aussi provenir de la surépaisseur de matière à la base de la pièce. Puisque la pression lue par le capteur au sommet de la portion cylindrique dépend en partie de la tension plane du laminé (tel que suggéré ci-dessus), il devient difficile de déterminer, de façon fiable, si la lecture de pression est causée par la variabilité des paramètres de moulage, ou s'il s'agit plutôt d'un effet aléatoire causé par une combinaison d'air emprisonné et de tension plane du laminé, engendrant un contact inadéquat de la matrice fondu avec le diaphragme du capteur de pression (cf. Figure 6-5).

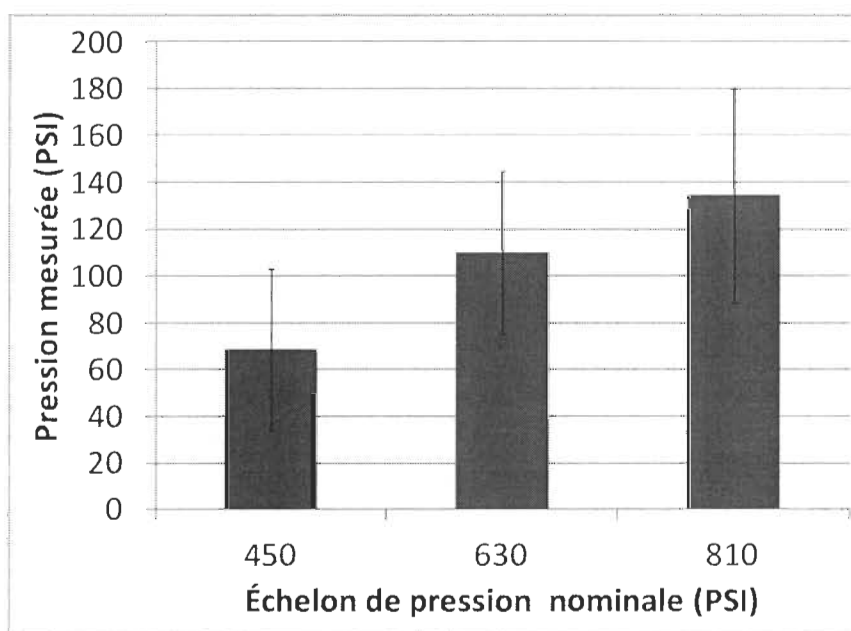


Figure 6-7 : Comparaison entre la pression d'estampage nominale et la pression d'estampage mesurée par le capteur.

6.3.3. Épaisseur de la paroi de la pièce

Pour les mesures d'épaisseur de la pièce telles que décrites au chapitre 4, les quatre éprouvettes sont d'abord découpées de la portion cylindrique des pièces, puis convenablement ébavurées comme spécifié à la section 4.4.1. L'épaisseur des éprouvettes est ensuite mesurée en accord avec la méthode décrite à la section 4.4.2 et sa valeur moyenne est ensuite calculée pour chaque éprouvette. La Figure 6-8 montre l'épaisseur moyenne et l'écart-type associé pour chacun des essais. Comme au chapitre 5, les résultats ont été normalisés sur la base de l'épaisseur nominale de la cavité (3.35 mm) à l'aide de l'équation (5.1).

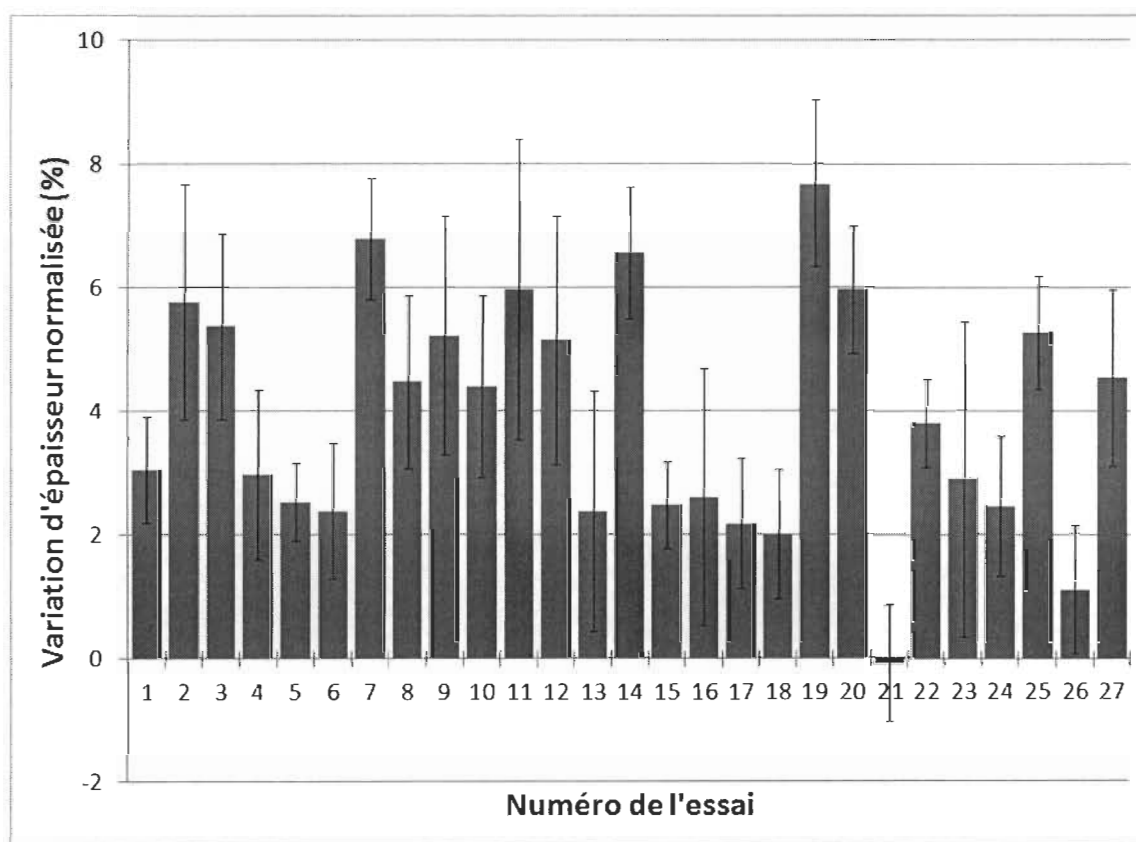


Figure 6-8 : Résultats bruts des variations d'épaisseur moyenne de la paroi de la pièce, à la périphérie de la portion cylindrique, pour la deuxième série d'essais.

Contrairement au plan d'expérience L_8 , il n'y a qu'un seul essai (#21) qui ait une variation d'épaisseur négative ($\approx -0.07\%$). En observant les pièces, nous avons remarqué qu'elles présentaient toutes un fini de surface discontinu (*cf.* Figure 6-9). De plus, les pièces les plus épaisses présentaient d'importants replis dans leur partie cylindrique (*cf.* Figure 6-9). La présence de ces replis importants explique, du moins en partie, la forte variation d'épaisseur des échantillons. Les replis étant localisés, ils contribuent à l'augmentation de l'épaisseur de la pièce de manière locale, ce qui génère des écarts-types importants. Ils ont aussi pu influencer les propriétés au délaminage. La formation de replis est provoquée par une mauvaise redistribution des contraintes de compression dans le plan du laminé, générées par la mise en forme et majoritairement concentrée à la base de la pièce. Les replis contribuent alors à l'augmentation de l'épaisseur locale et réduisent la capacité du moule à comprimer uniformément la pièce sur toute sa superficie. À cause de la surépaisseur, le laminé n'est pas à même de faire contact avec le fond de la matrice du moule, provoquant une mauvaise consolidation et un fini de surface plus rugueux.

Puisque les paramètres de ce deuxième plan d'expérience sont similaires à ceux du plan L_8 (température du moule, température de préchauffage, temps de transfert et pression d'estampage), nous nous attendions à ce que l'aspect final des pièces soit semblable. Cependant, les essais du plan L_8 ne montraient pas de replis aussi importants que ceux des essais L_{27} . Ce changement de comportement du matériau pendant le moulage est possiblement attribuable, en partie, au film de polyimide utilisé pour supporter le laminé. Effectivement, la première série d'essais a été effectuée en utilisant un film polyimide de la marque Kapton^{MC} (DuPont), alors qu'un film de la marque Thermalimide^{MC} (Airtech) a été utilisé pour la seconde série d'essais. L'utilisation d'un film plutôt que l'autre fut motivée par leur disponibilité, sachant qu'ils ont été fournis par nos partenaires industriels. Toutefois, suite au moulage des pièces préliminaires de la seconde série d'essais, il a été observé que le film Thermalimide^{MC}

avait tendance à coller à la pièce une fois moulée. La raison à l'origine de cette adhésion n'a pas été clairement identifiée. Elle pourrait être reliée à plusieurs facteurs soit : la composition chimique, les aspérités de surface (fini de surface), etc.

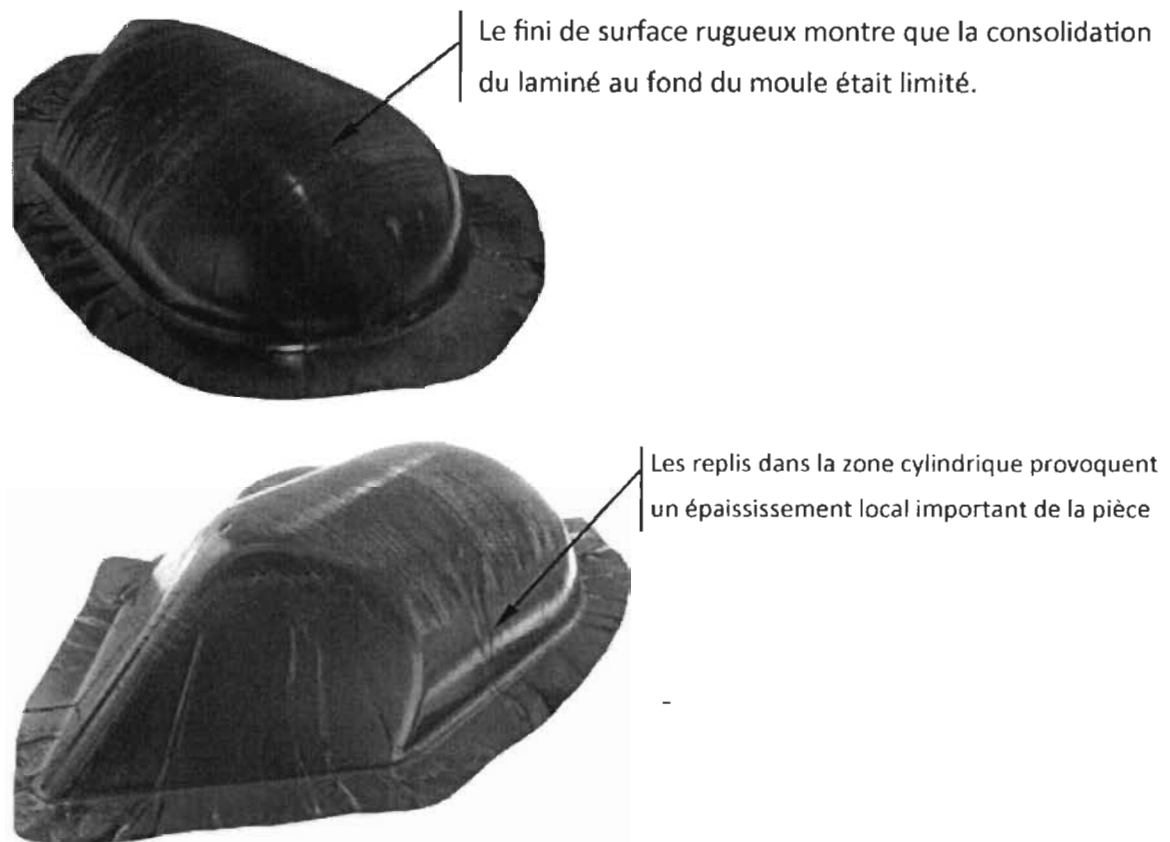


Figure 6-9 : Morphologie de la surface extérieure d'une pièce moulée lors de la 2^e série d'essais.

Quoi qu'il en soit, puisque le film était impossible à retirer de la pièce sans risquer d'endommager cette dernière, il a été décidé d'appliquer une couche d'agent démoulant sur la surface du film, en contact avec le flan, afin de l'empêcher de coller à la pièce lors du moulage. Puisque le film avait tendance à coller au flan et que ce dernier était plus rigide à la température de moulage que le flan lui-même, il est

possible que les replis formés dans le film se soient transférés au laminé. En l'absence d'un coefficient de frottement suffisamment faible pour permettre au laminé de glisser librement sur la surface du film, la compression générée lors du flambage du film s'est possiblement transférée au flan, provoquant une augmentation des replis dans la pièce. La contrainte membrane est en général un paramètre important gérant la formation des replis dans la pièce. Pour que celle-ci soit efficace, il faudrait l'appliquer directement sur le laminé pour créer des contraintes de tension équilibrant les contraintes de compression générées dans ce dernier lors de la mise en forme, lesquelles sont à l'origine des replis.

6.3.4. Contrainte de cisaillement interlaminaire

La contrainte de cisaillement interlaminaire a été mesurée par la méthode décrite à la section 4.4.3. Tel que mentionné, le type d'essai utilisé est hors-norme à cause de la dimension de l'éprouvette (rayon et longueur). Il est impossible de modifier le rayon de courbure de la pièce, mais la longueur de l'échantillon a pu être réduite grâce à une légère modification du montage de flexion 3-points. La longueur d'arc des échantillons est alors passée de 34.5 mm à 31.75 mm. Cette modification à la dimension des éprouvettes visait à réduire l'angle d'ouverture (passant de 54° à 50°) afin de se rapprocher de la norme en vigueur pour ce type d'essai. Rappelons que cette norme (ASTM D2344M) demande un angle d'ouverture maximal de 30°. Cela a permis d'augmenter la proportion d'échantillons où le mode de rupture prioritaire observé était le cisaillement interlaminaire.

La Figure 6-11 montre la contrainte de cisaillement interlaminaire moyenne pour tous les essais de même que l'écart-type obtenu pour les quatre éprouvettes prises d'une même pièce. Contrairement aux observations faites lors des essais du L₈, où il y avait concordance entre la variation d'épaisseur de la pièce et sa résistance au cisaillement interlaminaire, ici les résultats sont très disparates et les épaisseurs ne concordent pas avec les résistances au cisaillement interlaminaire comme ce fut observé lors de la

première série d'essais. En fait, il est impossible de déterminer une relation entre l'épaisseur et la contrainte. Les résultats semblent tenir plus d'une variation aléatoire que d'une variation entraînée par les paramètres du plan d'expérience.

La variation des contraintes de cisaillement mesurées d'un essai à l'autre peut avoir été influencée, en grande partie, par le processus de moulage utilisé. Le fait est que lors des essais du plan L8, la variation était reliée à l'épaisseur et aux conditions de moulage (pression d'estampage, température du moule et température de préchauffage). Cependant, le processus de moulage non-isotherme utilisé pour cette première série d'essais fait en sorte que les pièces étaient démoulées à une température beaucoup plus faible (approximativement 160°C). Or les pièces du plan d'expérience L₂₇ ont été moulées à l'aide du processus isotherme et la température de démoulage était beaucoup plus élevée, avec des températures de moule variant entre 270°C et 310°C. La température de démoulage élevée a pu potentiellement provoquer la déconsolidation partielle des pièces lors du démoulage, menant à des épaisseurs finales toujours plus élevées que l'épaisseur nominale du moule, tel que montré à la Figure 6-8 (à l'exception de l'essai 21). En fait, lorsque la pièce est démoulée, son taux de cristallinité atteint, au maximum, 30% à 35% [53]. Cela signifie que de 65% à 70% de la matrice PEEK est encore en phase amorphe. Or cette phase ne se solidifie complètement qu'à partir de 143°C (température de transition vitreuse, T_g) [47]. Ainsi, si la matrice PEEK est encore aux alentours de 270°C et plus lors du démoulage de la pièce (donc des températures beaucoup plus élevées que T_g du PEEK), il est possible que les contraintes résiduelles provenant de l'application de la pression de moulage se soient rapidement relâchées à l'ouverture du moule, entraînant une déconsolidation partielle du laminé. Cette tendance a pu être accentuée par le fait qu'à l'ouverture du moule, celui-ci a pu exercer une contrainte positive normale au plan du laminé puisque la pièce avait tendance à coller légèrement aux parois du moule, créant cet effet de succion. Ce dernier phénomène a été observé de manière plus évidente lors du

moulage des essais 19 à 27 (Température du moule de 310°C), alors que les 18 premières pièces se sont détachées du moule aisément, les 9 derniers essais sont tous restés solidement collés au poinçon lors de l'ouverture du moule. À cet instant précis, les pièces avaient une rigidité très faible. On présume que la matrice PEEK était à l'état caoutchouteux. Pour les démouler, il a fallu cesser de chauffer le moule (alimentation électrique coupée) et attendre quelques minutes (1 à 2 minutes) avant que la pièce soit aisément retirée du poinçon. Il est alors possible que la qualité de consolidation ait été affectée par ce problème. La pièce n'étant pas dans un état solide suffisamment « stable », il se peut que les contraintes résiduelles se soient partiellement relâchées lors de l'ouverture du moule provoquant potentiellement la déconsolidation de la pièce. Le délaminage potentiel entraîné par le relâchement des contraintes résiduelles au démoulage et la tension générée par l'ouverture du moule sont possiblement à l'origine des variations aléatoires des épaisseurs et de la résistance en cisaillements des essais. À l'appui de cette hypothèse, lors des essais de flexion, 2 des 4 échantillons de l'essai #27 se sont affaissés suivant un mode de rupture anormal (cf. Figure 6-10) représentatif d'une faiblesse à l'intérieur du laminé, menant à une cassure nette de l'éprouvette plutôt qu'un délaminage. Ces deux essais ont donc été retirés des résultats bruts et de l'analyse puisqu'ils n'ont pas rompu par cisaillement.

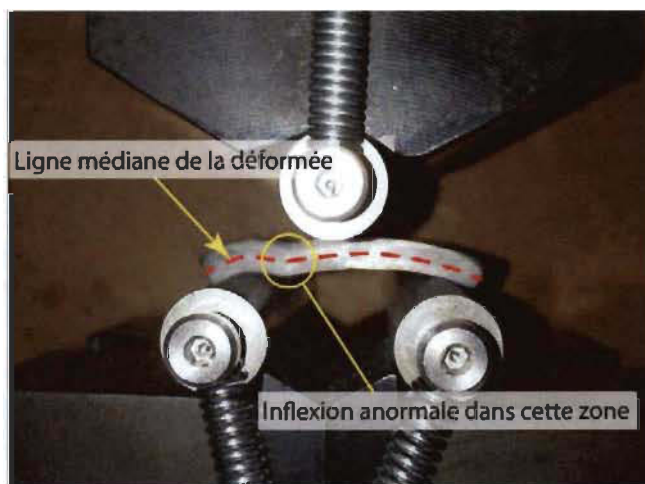


Figure 6-10 : Déformation anormale d'une éprouvette de l'essai #27.

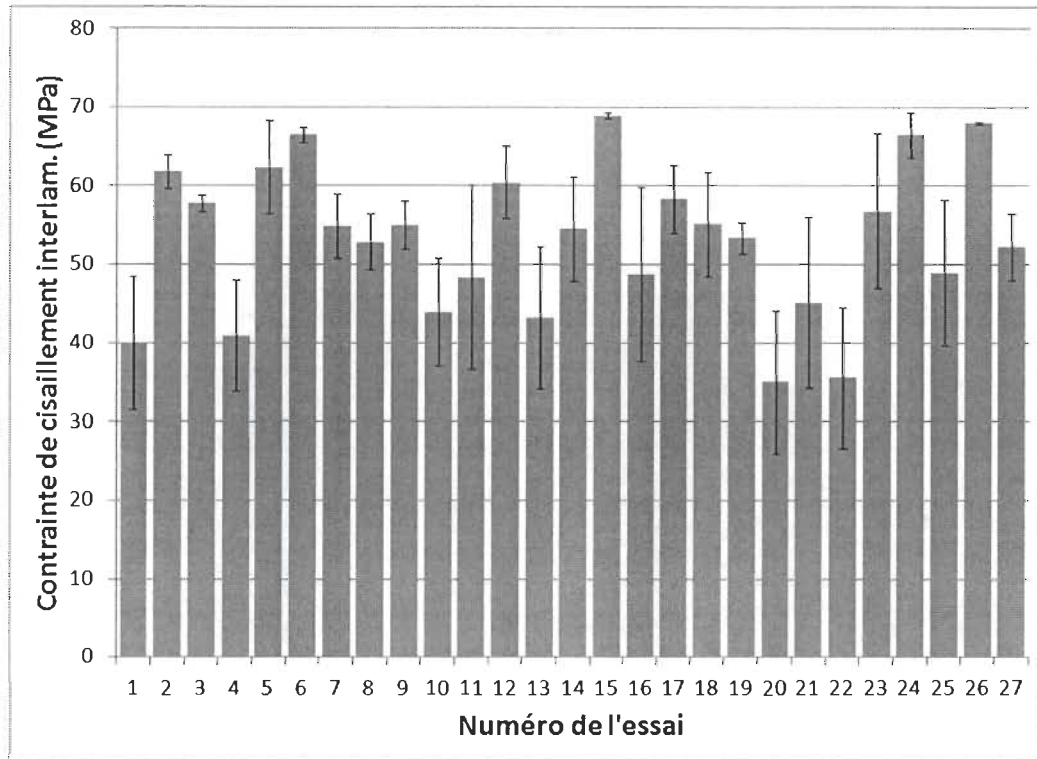


Figure 6-11 : Résultats bruts de la contrainte de cisaillement interlaminaire moyenne, à la rupture de l'éprouvette – Deuxième série d'essais.

6.4. Analyse et discussion

6.4.1. Analyse de la variance (ANOVA)

Comme discuté précédemment, les seuls résultats bruts ne permettent pas de tirer les conclusions qui nous intéressent quant à l'influence des paramètres du procédé sur la qualité de consolidation de la pièce. Pour ce faire, il faut utiliser l'analyse de variance. Il faut par contre noter que tous les essais du plan d'expérience L27 semblent afficher une consolidation incomplète. Il est important de mettre en perspective, le fait que l'analyse ANOVA identifie la meilleure configuration (au niveau de la valeur des paramètres de moulage) pour maximiser la qualité de consolidation de la pièce. Cependant, cette dernière ne considère les valeurs que dans un cas absolu. Les

résultats bruts démontrent bien de l'incapacité du procédé de moulage isotherme à produire des pièces de qualité acceptable pour l'ensemble des échelles de paramètres testées. Toutefois, l'ANOVA pourra nous aiguiller sur les dispositions à prendre afin d'améliorer le procédé et, possiblement, en arriver à mouler des pièces de bonne qualité. En ce qui concerne les détails de l'ANOVA complète des résultats, le lecteur est référé à l'annexe C. Dans cette section, seuls les tableaux récapitulatifs de l'ANOVA seront repris.

Les données ont d'abord été analysées en considérant toutes les variables d'entrées, c'est-à-dire :

- A.** La température du moule.
- B.** La température de préchauffage.
- C.** La pression d'estampage.
- D.** Le temps de maintien.
- AC.** L'interaction entre la température du moule et la pression d'estampage.
- BC.** L'interaction entre la température de préchauffage et la pression d'estampage.
- CD.** L'interaction entre la pression d'estampage et le temps de maintien.

Les Tableaux 6-4 et 6-5 résument cette première phase de l'ANOVA pour la mesure de l'épaisseur et la contrainte de cisaillement interlaminaire maximale, respectivement. Rappelons que le seuil de signification choisi est de 5%. On remarque alors qu'aucun facteur, ni interaction n'a d'effet significatif sur la variation de l'épaisseur d'un essai à l'autre. Cette configuration laissait peu de degrés de liberté disponible pour circonscrire l'erreur expérimentale. Cela mène potentiellement à une sous-évaluation de l'influence de certaines variables d'entrée. D'autre part, seule la pression

d'estampage aurait de l'influence sur la variabilité de la contrainte de cisaillement maximale. Cependant, l'usage de toutes les variables et interactions dans l'analyse de variance des réponses n'est pas nécessairement adéquat. Certains paramètres n'ont pour effet que d'augmenter l'influence de l'erreur au sein de l'ANOVA. Il est possible de cibler les paramètres qui nuisent à la précision de l'ANOVA en comparant leur apport à la réduction de la variance de l'erreur. Une fois de plus, le détail de ces calculs est présenté à l'annexe C.

Lors de l'analyse, plusieurs variables d'entrée ont été identifiées à l'aide de la condition posée à l'annexe C (équation (C.3)). Cela signifie qu'ils ne contribuent qu'à réduire l'effet des autres paramètres en augmentant inutilement l'erreur expérimentale. En retirant ces variables de l'analyse, de nouvelles conclusions peuvent être tirées de l'analyse. Le Tableau 6-6 et 6-7 résument la phase finale de l'ANOVA pour les 2 réponses considérées dans ce projet. On remarque alors qu'aucune variable d'entrée n'a d'influence significative, statistiquement parlant, sur l'épaisseur à la base de la pièce. Par contre, la pression d'estampage ainsi que son interaction avec la température de préchauffage ont montré un effet significatif sur la contrainte de cisaillement interlaminaire maximale.

Tableau 6-4 : Première phase de l'ANOVA de la variable « Épaisseur » – Deuxième série d'essais.

Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{2,6,0.05}$	Significatif?
A	2	1.999×10^{-3}	0.999×10^{-3}	0.259	5.14	NON
B	2	14.855×10^{-3}	7.427×10^{-3}	1.982	5.14	NON
C	2	6.299×10^{-3}	3.150×10^{-3}	0.838	5.14	NON
D	2	4.973×10^{-3}	2.487×10^{-3}	0.661	5.14	NON
Inter.	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{4,6,0.05}$	Significatif?
AC	4	18.561×10^{-3}	4.640×10^{-3}	1.237	4.53	NON
BC	4	18.638×10^{-3}	4.659×10^{-3}	1.242	4.53	NON
CD	4	22.061×10^{-3}	5.515×10^{-3}	1.470	4.53	NON
ε	6	22.5×10^{-3}	3.75×10^{-3}	---	---	---

Tableau 6-5 : Première phase de l'ANOVA de la variable « Contrainte de cisaillement » – Deuxième série d'essais.

Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{2,6,0.05}$	Significatif?
A	2	53.527	26.764	0.684	5.14	NON
B	2	176.231	88.116	2.251	5.14	NON
C	2	839.090	419.545	10.716	5.14	OUI
D	2	225.236	112.618	2.876	5.14	NON
Inter.	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{4,6,0.05}$	Significatif?
AC	4	84.506	21.127	0.540	4.53	NON
BC	4	532.597	140.649	3.592	4.53	NON
CD	4	203.175	50.794	1.297	4.53	NON
ε	6	234.907	39.151	---	---	---

Tableau 6-6 : Phase finale de l'ANOVA de la réponse « Épaisseur » –Deuxième série d'essais.

Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{2,12,0.05}$	Significatif?
B	2	14.855×10^{-3}	7.427×10^{-3}	2.528	4.1	NON
C	2	6.299×10^{-3}	3.150×10^{-3}	1.069	4.1	NON
Inter.	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{4,12,0.05}$	Significatif?
AC	4	18.561×10^{-3}	4.640×10^{-3}	1.577	3.48	NON
BC	4	18.638×10^{-3}	4.659×10^{-3}	1.584	3.48	NON
CD	4	22.061×10^{-3}	5.515×10^{-3}	1.875	3.48	NON
ε	10	2.5×10^{-3}	0.83×10^{-3}	---	---	---

Tableau 6-7 : Phase finale de l'ANOVA de la réponse « Contrainte de cisaillement » – Deuxième série d'essais.

Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{2,12,0.05}$	Significatif?
B	2	176.231	88.116	2.835	3.89	NON
C	2	839.090	419.545	13.500	3.89	OUI
D	2	225.236	112.618	3.624	3.89	NON
Inter.	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{4,12,0.05}$	Significatif?
BC	4	532.597	140.649	4.526	3.26	OUI
CD	4	203.175	50.794	1.634	3.26	NON
ε	6	234.907	39.151	---	---	---

En observant les graphes linéaires de l'épaisseur de la pièce (cf. Figure 6-12) et de la contrainte de cisaillement (cf. Figure 6-13), il est possible de cibler les conditions de moulage optimales qui ressortent de cette seconde série d'essais. Pour ce qui a trait à l'épaisseur de la pièce, la valeur des quatre paramètres du procédé n'a pas d'importance puisque leur variation n'influence pas significativement l'épaisseur. On peut le voir sur le graphe linéaire associé, alors que la variation d'épaisseur moyenne

d'un niveau de paramètre à un autre est de l'ordre de 0.05 mm (environ 1% de variation).

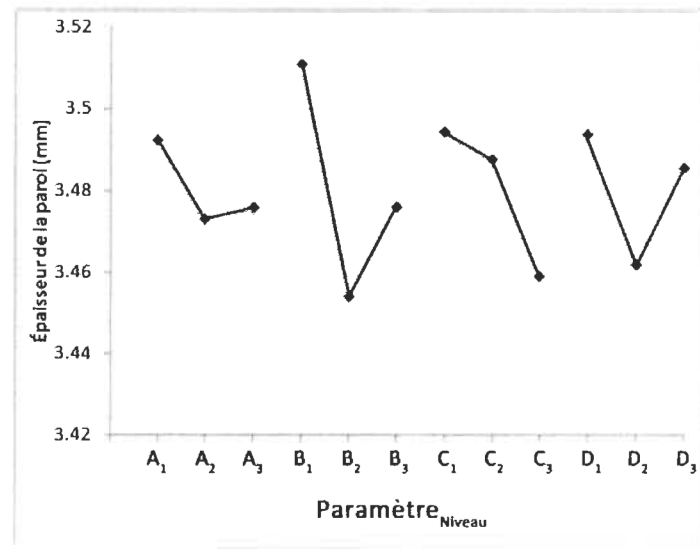


Figure 6-12 : Graphe linéaire de l'influence des paramètres sur la variabilité de l'épaisseur moyenne de la pièce – Deuxième série d'essais.

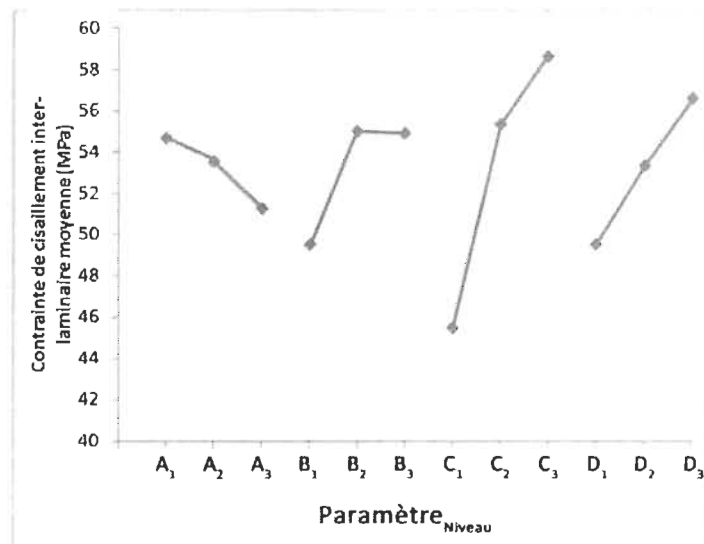


Figure 6-13 : Graphe linéaire de l'influence des paramètres sur la variabilité de la contrainte de cisaillement interlaminaire moyenne - Deuxième série d'essais.

Par contre, la variation moyenne de la contrainte de cisaillement interlaminaire est un peu plus élevée (de l'ordre de 10%). À partir du graphe linéaire de la contrainte, on note que l'augmentation de la température de préchauffage, passant du niveau 1 (375°C) au niveau 2 (400°C), améliore la résistance, alors que le passage du niveau 2 au niveau 3 (425°C) semble suggérer l'apparition d'un plateau au niveau de la valeur moyenne de la contrainte. Pour ce qui est de l'effet de la pression d'estampage, on note une augmentation de la contrainte à la rupture au fur et à mesure que la pression augmente (passant de 3.1 MPa à 5.6 MPa). Finalement, l'effet du temps de maintien semble provoquer une amélioration linéaire entre le niveau 1 (1 minute) et le niveau 3 (5 minutes). Sur la base de ces observations, et de l'analyse de variance, il est possible de déterminer les conditions de moulage qui maximiseront la qualité de consolidation de la pièce pour l'approche de moulage isotherme. Ces conditions sont montrées au Tableau 6-8. Il faut par contre prendre en considération que la consolidation des pièces moulées à ces conditions sera tout de même incomplète et inadéquate pour des pièces de production. Ici, le moulage non-isotherme avec une température de moule supérieure à la température de fusion du PEEK reste la meilleure approche.

Tableau 6-8 : Valeur des paramètres du procédé améliorant la qualité de consolidation.

Indice	Paramètre	Valeur préférable
<i>A</i>	Température du moule	270°C
<i>B</i>	Température de préchauffage	400°C
<i>C</i>	Pression d'estampage	5.6 MPa
<i>D</i>	Temps de maintien	5 minutes

6.4.2. Discussion

La finalité du plan d'expérience L_{27} était de déterminer le niveau optimal de chacun des paramètres du procédé qui maximise la qualité de consolidation. Suite aux conclusions tirées du plan L_8 , il avait été décidé de travailler avec le cycle isotherme pour réduire le

temps de cycle de moulage, tout en s'assurant d'obtenir un taux de cristallinité suffisamment élevé pour permettre de démouler à haute température. Cela nous a amené à mouler à des températures de moule situées à l'intérieur de la plage de cristallisation du PEEK (entre 270°C et 310°C) plus basses que la température de fusion de la phase cristalline du PEEK (343°C), et ce, afin de permettre à la matrice PEEK de solidifier et de cristalliser adéquatement pendant le temps de maintien à ces températures (entre 1 et 5 minutes). Globalement, le fait de mouler à des températures plus basses rend la mise en forme beaucoup plus difficile. Pour la première série d'essais (L_8), nous avons soulevé ce fait pour les essais ayant une variation d'épaisseur normalisée positive (pièces plus épaisses que l'épaisseur nominale de la cavité du moule), où une consolidation incomplète à la base de la pièce fut systématiquement obtenue. Ce phénomène avait été observé pour les essais à basse température du moule (280°C), soit les essais 1, 2, 3 et 6 (*cf.* Figure 5-3). Il en était de même pour l'essai 4, où la température du moule était élevée (360°C), mais pour lequel les autres paramètres concourraient à réduire la température moyenne du laminé pendant le moulage soit, une température du flan plus basse, un temps de transfert long et une pression de consolidation faible. Des résultats similaires ont été obtenus pour les essais du plan L_{27} , sauf qu'ici, la consolidation incomplète s'est généralisée à la quasi-totalité des essais, lesquels ont tous été effectués à une température du moule de 310°C et moins (270°C, 290°C et 310°C). Il est possible que cette difficulté à se conformer à la géométrie du moule soit reliée à la viscosité de la matrice PEEK. Lors de la seconde série d'essais, comme la température du moule est toujours plus faible que la température de fusion du PEEK, la résine tend à cristalliser (et à se solidifier) alors que le matériau doit encore se déformer pour épouser la géométrie du moule. Il a été démontré que la cristallisation se produit rapidement aux températures de moule sélectionnées dans le plan d'expérience L_{27} [53]. Logiquement, la viscosité de la résine augmente rapidement avec le taux de cristallinité. Cela entraîne

une augmentation tout aussi rapide des contraintes dans le flan pendant le moulage, puisque les plis ne peuvent pas se déplacer ou se déformer librement les uns par rapport aux autres (la viscosité étant trop élevée). D'où l'apparition et l'amplification, par rapport aux essais du plan L₈, des défauts tels que le flambage des plis et la formation de replis. Ces aspects liés à la viscosité se combinent possiblement aux replis formés par la forte adhésion du flan au film polyimide utilisé pour les essais du plan L₂₇. Cette adhésion peut avoir, en partie, engendré le transfert des replis du film aux plis de surface du laminé de la pièce.

Globalement, les replis à la base de la pièce (périphérie) contribuent aussi à la diminution de la qualité de consolidation en empêchant le moule d'atteindre sa position complètement fermée. Cet aspect avait été observé lors du plan L₈, alors que les pièces moulées à 360°C affichaient une meilleure consolidation que celles moulées à 280°C. L'analyse ANOVA avait d'ailleurs montré que la température du moule avait une influence importante tant sur l'épaisseur de la pièce que sur les propriétés au cisaillement interlaminaire. La gamme de température de moule pour le plan L₂₇ avait été choisie en posant l'hypothèse, qu'entre 270°C et 310°C, une nette amélioration pourrait être observée, même si ces températures avoisinent 280°C, en capitalisant sur le temps de maintien qui devait permettre de compléter la consolidation de la pièce. Après analyse, cette hypothèse s'est révélée fausse. Pour ces températures du moule, et malgré le temps de maintien, la consolidation fut incomplète. Même l'analyse ANOVA n'a pu démontrer l'importance de la température du moule sur la qualité de la pièce pour la série L₂₇, contrairement à la série L₈. Or, McGuinness et Ó Brádaigh [37] ont aussi démontré l'influence de la température du matériau sur l'aisance du flan à se déformer en cisaillement intrapli. Comme le cisaillement intrapli est le mécanisme de déformation prioritaire pour des géométries 3D, l'influence de la température aurait dû être révélée par l'ANOVA. L'analyse ANOVA prend toutefois en compte la température du moule ainsi que la température de préchauffage du flan, non la température du

laminé pendant le moulage. Cependant, on observe, de manière générale, que la température moyenne du laminé pendant la mise en forme (cf. Tableau 6-3) augmente lorsque l'un ou l'autre, ou les deux températures (moule et préchauffage) augmentent d'un échelon. Les conclusions de ces essais devraient donc être similaires à celles de McGuinness et Ó Brádaigh [37], comme c'était le cas pour la série d'essais L₈.

Cette contradiction entre les résultats obtenus dans la deuxième série d'essais et les observations tirées de la littérature pourrait s'expliquer, du moins partiellement, par la méthode utilisée pour remplir la fonction de serre-flan. Rappelons que c'est la contrainte membrane qui est normalement responsable de la réduction des replis et du flambage dans la pièce ainsi que de la quantité de matière entraînée dans le moule (et donc de l'épaisseur globale de la pièce). Dans le cas présent, cette contrainte membrane est induite par le biais des ressorts à force constante qui sont fixés ponctuellement sur le pourtour du cadre-support et qui maintiennent le film de polyimide sous tension. Toutefois, comme il a été observé lors des essais du L₂₇, le frottement qui existe entre le film et le laminé est élevé (allant jusqu'à l'adhésion). N'ayant pas de mouvement relatif entre ces deux entités, et que le film est beaucoup plus rigide que le flan à la température de moulage, la tension induite dans le flan via le cadre-support (et les ressorts fixé au film) est pratiquement inexistante. En réalité, comme le film se déforme peu lors du moulage il génère plutôt de compression dans le flan puisque ce dernier tend à s'étirer (et donc glisser sur le film), mais qu'il en est partiellement empêché par le frottement important qui les unit. Il semble donc évident que cette méthode seule n'est pas suffisante pour induire une contrainte membrane pouvant limiter les replis et que l'utilisation d'un serre-flan conventionnel devrait aussi être considérée pour le moulage des pièces.

De plus, le film polyimide utilisé lors du plan L₈ et du plan L₂₇ provenait de 2 manufacturiers différents. Les essais du L₈ employaient un film fabriqué par DuPont, le Kapton^{MC} alors que le L₂₇ utilisait un film fabriqué par Airtech, le Thermalimide^{MC}. Bien

que ces deux films soient similaires, à l'usage, il fut constaté, lors des quelques essais préliminaires au L₂₇, que le film Kapton^{MC} ne nécessitait pas d'agent démoulant pour être retiré de la pièce, tandis que le film Thermalimide^{MC} adhérait à la pièce et nécessitait l'application préalable d'une couche d'agent démoulant pour diminuer cette adhésion. Malgré la couche d'agent démoulant, le coefficient de friction entre le laminé et le film a possiblement facilité le transfert des replis du film vers le laminé.

Un autre élément intéressant qui se dégage de cette seconde série d'essais est la différence marquée entre les conclusions de l'analyse du plan L₈ et celles du plan L₂₇. Le fait que la pression d'estampage et la température de préchauffage n'aient aucun effet (selon l'ANOVA) sur l'épaisseur de la pièce, de même pour la température de préchauffage sur la résistance en cisaillement interlaminaire, laisse présager une forte interaction entre ces paramètres et la température du moule dans le plan L₈. Cette observation est consistante puisque la température du moule dans le L₈ passe de 360°C (au-dessus de la fusion du PEEK) à 280°C (en dessous de la fusion du PEEK). Dans le premier cas, le matériau reste en fusion pendant toute la mise en forme, et même longtemps après. Dans le second cas, la température du matériau chute rapidement en dessous de la fusion du PEEK et, comme il a été mentionné ci-dessus, la viscosité augmente ce qui réduit la capacité du matériau à se déformer sans former des replis. Dans le cas présent, il semble que l'utilisation d'une température en dessous de la température de fusion du PEEK atténue fortement l'effet des autres paramètres sur la qualité de consolidation de la pièce (à l'exception de la pression d'estampage). Ainsi, à la lumière des résultats recueillis lors des deux séries d'essais, il est de loin préférable d'utiliser l'approche de moulage non-isotherme et une température de moule supérieure à la température de fusion du PEEK, et ce, afin de maximiser la qualité de consolidation des pièces ainsi produites.

Dans un autre ordre d'idée, le taux de cristallinité de la matrice PEEK pour les 27 essais n'a pas encore été déterminé. Cet aspect est aussi un critère de qualité important.

Toutefois, il ne fera pas partie de ce travail, mais devrait être traité dans des travaux futurs. Une fois déterminé, il sera intéressant de procéder à une analyse de variance similaire à celle présentée dans ce document pour vérifier les paramètres ayant une influence significative sur cette réponse. Les travaux futurs devraient se pencher sur l'étude du procédé en améliorant le système d'induction de la contrainte membrane dans le flan, en introduisant, par exemple, un serre-flan conventionnel (segmenté ou non). Il faudrait aussi déterminer la température de démoulage et le temps de maintien optimaux des essais isothermes de façon à permettre au moins de reproduire la qualité de consolidation des pièces obtenues dans le plan d'expérience L_8 et même améliorer celle-ci par des analyses d'optimisation plus poussées.

Chapitre 7. Conclusion et recommandations

Pour conclure, rappelons que le but de ce travail visait l'évaluation expérimentale de l'effet du procédé de thermoformage-estampage sur la qualité de consolidation des pièces moulées. Pour ce faire, deux séries d'expériences ont été menées. La première était basée sur un plan d'expérience de type L_8 . Cette première série d'essais a permis d'évaluer le procédé suivant un cycle de mise en forme non isotherme, cycle au cours duquel la pièce est refroidie en même temps que le moule jusqu'à une température de démoulage. Suite à ces essais, la qualité de consolidation a été quantifiée par l'épaisseur de la paroi à la base de la pièce et par la contrainte de cisaillement interlaminaire à la rupture. Lors de l'analyse des résultats à l'aide de la méthode de l'analyse de variance (ANOVA), la température du moule a montré une forte influence sur la consolidation des pièces. Effectivement, le moulage non isotherme s'est montré la méthode la plus efficace pour mouler des pièces de qualité, dans la mesure où la température du moule était plus élevée que la température de fusion du PEEK. Dans ce cas, par contre, le temps de cycle pour le moulage d'une pièce est très long, du fait qu'il faut chauffer le moule pour ensuite le refroidir, et ce, pour chaque essai de moulage. À partir de ces essais, il a aussi été possible d'identifier la température de préchauffage du laminé et la pression d'estampage comme des paramètres influençant la consolidation et les propriétés en cisaillement interlaminaire.

Suite à cette première série d'essais, la décision fut prise de modifier la méthode de moulage en suivant un cycle isotherme. À l'intérieur de ce cycle, la température du moule est maintenue à une valeur constante, à l'intérieur de la plage de cristallisation du PEEK (d'où l'appellation de cycle isotherme), et ce, pendant un temps de maintien suffisant pour maximiser le taux de cristallinité. Après cela, la pièce est démoulée sans attendre le refroidissement complet. Cette seconde série d'essais était basée sur un plan d'expérience de type L_{27} . Les résultats de ce dernier ont été moins concluants que

la série précédente. L'ANOVA n'a révélé que seule la pression d'estampage et l'interaction entre la pression d'estampage et la température de préchauffage avaient un effet significatif sur la variabilité de la qualité de consolidation. Cette dernière conclusion semble plutôt inadéquate lorsque comparée aux résultats obtenus de la littérature. Cette erreur est possiblement attribuable à deux problèmes reliés à la température du moule.

Le premier étant la déconsolidation de la pièce lorsque le moule est ouvert et que la pièce est démoulée à haute température (entre 270°C et 310°C). Pendant le moulage, le flan est fortement déformé pour épouser la forme du moule. Le flan est alors soumis à de fortes déformations, qui, conjointement avec le retrait causé par la cristallisation du PEEK et le refroidissement de la pièce, mène à la création de contraintes résiduelles dans cette dernière. De manière générale, une grande partie de ces contraintes sont reprises par le matériau suite à sa solidification. Cependant, pour les essais du plan L₂₇, seule une faible portion de la matrice PEEK est solidifiée (la phase cristalline ne comptant que pour un maximum de 35% du volume de la matrice), le reste est encore à l'état fondu (phase amorphe), puisque la température est largement au-dessus de la température de transition vitreuse du PEEK (143°C). Cela signifie que la matrice est encore, dans une forte proportion, aisément déformable. Ainsi, lors du démoulage les contraintes résiduelles emmagasinées dans le laminé sont probablement relâchées, du moins en partie, provoquant la déconsolidation de la pièce. Même l'ouverture du moule, à cause de l'adhésion entre le laminé et les parois du moule, a pu provoquer une déconsolidation partielle de la pièce. Ces deux phénomènes ont potentiellement affecté l'épaisseur de la pièce ainsi que sa résistance au cisaillement interlaminaire, et ce, de manière imprévisible, d'où l'impossibilité de corréler les résultats avec les paramètres de moulage lors de l'ANOVA.

Le second problème pouvant expliquer le fait que les paramètres du plan L₂₇ aient démontré peu d'influence sur la qualité de consolidation des pièces relève d'une erreur

générée par une contrainte membrane insuffisante pour contrôler adéquatement la déformation du matériau pendant le moulage. Cette hypothèse reste toutefois à vérifier, mais il se peut que le système utilisé pour induire la contrainte membrane dans le flan soit mal adapté. Au début du projet, lors de la conception du moule et du protocole pour le moulage, l'utilisation d'un serre-flan, à proprement parler, avait été écartée afin de réduire la complexité de l'outillage (le serre-flan devait être chauffé afin d'éviter que la solidification du PEEK ne se produise à l'intérieur de ce dernier). La tension à des endroits ponctuels du flan, par le biais de ressorts et de pinces, avait été jugée adéquate pour maintenir une tension suffisante dans le flan durant le moulage. Cependant, les pinces à papier restent un moyen déficient pour transférer la tension des ressorts au flan, sachant que seuls les ressorts de plus faible tension (3 Newtons) ont pu être utilisés sans que les pinces ne glissent. Il était donc impossible d'imposer une tension plus élevée pour améliorer la conformation du flan dans le moule.

De plus, l'utilisation du film polyimide comme médium entre le laminé et le cadre-support avait été considérée à la suite d'une série d'essais préliminaires dont les résultats s'étaient montrés concluants. Il avait alors été démontré que l'utilisation du film de type Kapton^{MC} améliorait le fini de surface de la coque extérieure de la pièce. Cependant, pour la seconde série d'essais, un autre film polyimide a été employé (Thermalimide^{MC}). Le film en question devait être préalablement enduit d'agent démoulant. L'utilisation de celui-ci a permis de réduire l'adhésion entre le film et le laminé, mais probablement dans une mesure insuffisante pour empêcher le transfert des replis du film vers le laminé. Dans l'éventualité où l'on désire utiliser le film polyimide comme support pour le flan, il serait préférable d'utiliser un film de la marque Kapton^{MC}, plutôt que Thermalimide^{MC}, car il ne nécessitait pas l'application préalable d'une couche d'agent démoulant pour être retiré de la pièce une fois moulée. Aussi, le Kapton^{MC} semblait moins rigide et donc plus à même à se conformer à la géométrie du moule sans former de replis. Il serait alors intéressant de qualifier

l'effet du film sur la qualité de mise en forme de la pièce et de déterminer si les deux types de films utilisés ont un effet similaire ou si l'un serait préférable à l'autre. Toujours en regard à l'effet de la contrainte membrane, selon les observations faites lors de ce travail et les informations recueillies dans la littérature, une amélioration de la conformation des pièces (diminution du flambage et des replis) serait probable, dans le cas où l'on emploie un système de serre-flan conventionnel. Un tel dispositif permettrait d'ajuster l'intensité de la contrainte membrane induite dans le flan lors du moulage. Il serait intéressant de vérifier cette hypothèse. Sans système de serre-flan suffisamment efficace pour contrebalancer les contraintes de compression dans le plan du laminé, les replis et le flambage se produisent, ce qui réduit d'autant la capacité du moule à se fermer complètement, affectant la consolidation de la pièce (variation des épaisseurs et des résistances au cisaillement interlaminaire).

Rappelons aussi que l'essai de cisaillement interlaminaire montrait quelques lacunes. La courbure de l'éprouvette ainsi que la distance entre les appuis était en dehors de la norme en vigueur (ASTM D2344M). Il serait judicieux d'effectuer des analyses par éléments finis afin d'optimiser la longueur et la largeur de l'éprouvette, sachant que la courbure ne peut être modifiée, afin d'assurer un bris en mode II à tous les coups plutôt que de trier les éprouvettes selon le mode de rupture principal après les avoir testées. Il serait aussi intéressant de considérer de découper les éprouvettes dans l'autre direction axiale par rapport à la partie cylindrique de la pièce. De cette manière, la courbure de l'éprouvette n'est plus dans le sens longitudinal de celle-ci, mais plutôt dans le sens transverse. Il s'agit alors d'une poutre droite ayant une section arquée. Cette approche permettrait possiblement d'obtenir des valeurs de contrainte à la rupture plus proches de la valeur nominale telle que spécifiée dans la spécification du matériau. Cependant, la contrainte mesurée risque de varier en fonction de la hauteur où a été découpée l'éprouvette, sachant que le sommet est souvent moins pressurisé

(et donc moins bien consolidé) que la base de la pièce. Cette avenue serait à investiguée plus en profondeur dans de futurs travaux.

Les thermocouples prémoulés sont aussi une source possible d'erreur dans les cas où la capacité du matériau à se conformer à un moule est étudiée. Bien qu'ils apportent des informations intéressantes au niveau de la cinétique de cristallisation du PEEK, les thermocouples ont aussi une incidence locale sur les mécanismes de déformations. En raison de leur taille importante, comparativement à l'épaisseur d'un pli (\varnothing 1 mm VS 0.13 mm), ils introduisent une surépaisseur locale non négligeable. Cette surépaisseur ne peut pas être redistribuée ou extraite du moule, ce qui signifie que la déformation du matériau doit tenir compte de cet excès de matière dans le moule lors du moulage. Toutefois, les thermocouples restent confiner dans un espace relativement petit comparé à la pièce en soi, ce qui fait que leur effet ne se répercute que sur une faible portion de la pièce. Il serait cependant intéressant de valider cet aspect en effectuant des répliques de quelques essais avec et sans thermocouples prémoulés afin d'estimer l'étendue des variations entraînées par ceux-ci.

La dernière recommandation serait de réduire le nombre de plis du laminé et de considérer un empilement symétrique. La diminution du nombre de plis vise d'abord à réduire légèrement l'épaisseur nominale du laminé. Comme le laminé et la cavité du moule ont tous deux une épaisseur nominale de 3.35 mm, l'épaississement du matériau engendré par les mécanismes de déformation nuit à la fermeture du moule et à la bonne consolidation de la pièce. De plus, l'ajout d'un film de polyimide n'a pas été considéré lors de la conception de l'expérience. Bien qu'il soit plus mince qu'un pli (0.05 mm d'épaisseur), il n'en reste pas moins que l'épaisseur supplémentaire qu'il apporte doit être contrebalancée par les mouvements du matériau. En soustrayant 2 plis, soit 0.28 mm, il est fort probable que le moule puisse se fermer complètement lors du moulage à des températures plus faibles. Cela contribuerait sûrement à améliorer la

qualité des pièces moulées par thermoformage-estampage isotherme et réduirait la variation aléatoire de l'erreur d'un essai à l'autre.

De manière générale, le but du travail a été atteint. Il a été possible de déterminer quels sont les paramètres contrôlables qui ont une forte influence sur la consolidation. Il a aussi été démontré que, pour le procédé de thermoformage-estampage, le ratio entre l'épaisseur réelle de la pièce et l'épaisseur nominale peut être utilisé pour estimer la qualité de consolidation d'une pièce. Pour ce faire, il suffit d'identifier les endroits de la pièce les plus à risque de générer de fortes épaisseurs lors du moulage. Pour cibler ces endroits, il est possible de passer par des modèles de cinétique de drapage [54, 55]. De plus, nous sommes arrivés à la conclusion que l'utilisation d'une approche de moulage non-isotherme était préférable. En utilisant une température de moule, pendant la mise en forme, légèrement supérieure à la température de fusion du PEEK, la qualité de consolidation observée était de loin supérieure aux autres pièces moulées à des températures plus froides. En ce qui concerne le moulage isotherme, il est certain qu'il a permis de couper de plus de la moitié le temps de cycle du procédé, mais la qualité finale des pièces n'était clairement pas acceptable. Cela montre la dualité qu'il existe dans le thermoformage-estampage de pièces en composites où la matrice utilisée est le PEEK. Puisqu'il cristallise rapidement [53], sa capacité à se déformer diminue d'autant plus rapidement (augmentation rapide de sa viscosité), ce qui limite la température à laquelle il peut être conformé à un moule rigide. Ainsi, plus la température du moule sera faible, moins on disposera de temps pour complètement conformer et consolider la pièce, sachant que le PEEK atteindra rapidement le point où il est suffisamment solidifié pour empêcher les mécanismes de déformation de prendre place. Cependant, comme il a été expérimenté lors de la deuxième série d'essais, la pièce ne peut pas être démoulée à une température trop élevée à cause d'un manque de rigidité de la matrice, laquelle n'est pas en mesure de reprendre les contraintes

résiduelles causées par le moulage, ce qui provoque la déconsolidation partielle de la pièce lors du démoulage.

Les prochains travaux devraient se concentrer sur l'évaluation du degré de cristallisation des pièces moulées lors des deux séries d'essais puisqu'il s'agit d'un autre critère de qualité important et qui peut être fortement influencé par le procédé. Des essais avec un système de serre-flan seraient aussi à considérer afin de réduire l'influence engendrée par le système employé actuellement. Il serait alors intéressant d'ajouter la force induite par le système de serre-flan aux futurs plans d'expérience, à titre de paramètre d'intérêt, et d'en évaluer l'effet sur la qualité de consolidation de la pièce par une autre ANOVA. Finalement, la dualité qui existe entre la température du moule et la température de démoulage devrait être étudiée afin de déterminer les conditions de température du moule optimales (minimisant l'écart de température du moule entre le moment où la mise en forme du flan prend place et celle où la pièce peut être démoulée sans risque de déconsolidation).

Annexe A. Planification des expérimentations

A.1. Introduction

La planification des expériences permet de réduire la charge de travail en diminuant le nombre d'essais nécessaire pour tirer des conclusions sur l'influence d'un paramètre vis-à-vis d'une variable réponse. Dans les travaux effectués pendant ce projet de mémoire, la méthode de planification de Taguchi a été utilisée. Cette méthode est basée sur la théorie des tables orthogonales, aussi appelées carrés Latins, d'où l'appellation fréquente des plans d'expériences sous la forme L_i (L_8 , L_{27} , etc.). Dans cette annexe, la construction de 2 plans d'expériences est détaillée. Il s'agit des 2 plans utilisés au cours des travaux reliés à ce mémoire.

A.2. Première série d'essais (le plan L_8)

A.2.1. Modèle statistique et degrés de liberté

Les mesures effectuées suite aux essais de mise en forme ne sont que des observations reflétant la réponse réelle du procédé à l'état où elles ont été prises. Ces observations étant soumises à différentes sources d'erreur, elles ne peuvent être directement utilisées pour évaluer l'influence des paramètres d'intérêt sur la réponse correspondante. Il est alors nécessaire de formuler un modèle faisant intervenir les observations recueillies en conjonction avec l'effet des paramètres d'intérêt et l'erreur expérimentale. Le modèle suivant allie ces éléments dans une relation simple :

$$Y_i = \bar{X}_i + A + B + C + D + \varepsilon \quad (\text{A.1})$$

Où Y_i représente la valeur réelle de la réponse i , \bar{X}_i est la valeur moyenne des observations reliées à la réponse i et ε représente l'effet de l'erreur expérimentale. L'effet de chacun des paramètres d'intérêt est noté par leur identifiant respectif (A, B, C et D – cf. Tableau 5-1). Ce modèle sera particulièrement utile pour déterminer le nombre de degrés de liberté (*ddl*) minimal nécessaire à l'analyse. D'un point de vue

général, le nombre de degrés de liberté est défini comme le nombre d'observations indépendantes nécessaire aux calculs préliminaires à l'analyse. Dans le cas présent, l'analyse demande de calculer la valeur moyenne des observations (1 *ddl*) ainsi que la somme des carrés associée à chacun des paramètres et des interactions. Comme on ne considère que 2 niveaux de variabilité pour les paramètres, chacune des sommes des carrés nécessitera 1 *ddl*. Pour le plan L_8 , les interactions ont été jugées négligeables et donc aucun degré de liberté n'est nécessaire pour les analyser. Cela mène à un nombre de degrés de liberté égal à 5 *ddl* et donc un nombre minimal de 5 observations. Dans le cas où le plan choisi ne comporte strictement que 5 essais, il sera impossible d'évaluer la variation résiduelle, ou l'erreur expérimentale, et la précision de l'analyse sera fortement affectée. Pour cette raison, on privilégie l'utilisation d'un plan d'expérience plus volumineux ou bien la réplication des essais. Ce dernier point sera discuté ultérieurement.

A.2.2. Plan factoriel complet

Un plan factoriel complet est caractérisé par un nombre d'essais tel, qu'il reprend chacune des combinaisons possibles entre les variables d'entrée. Pour ce premier plan factoriel, comme chacun des paramètres possède 2 niveaux, le nombre d'expériences différentes (N) qu'il est possible de tirer de ces 4 paramètres est défini par l'expression suivante :

$$N = 2^k \quad (A.2)$$

Où le chiffre 2 correspond au nombre de niveaux de chaque variable. La variable k représente le nombre de paramètres (ici 4). La quantité N est le nombre d'essais différents. Il définit le plan factoriel complet. Dans le cas présent, le plan factoriel complet comprend 2^4 essais, soit un total de 16 essais (cf. Tableau A-1). Son avantage est qu'il permet d'évaluer toutes les possibilités, c'est-à-dire l'effet de chaque paramètre sélectionné et chacune des interactions possibles entre ces facteurs. Par contre, il est très volumineux et peut se montrer inefficace.

Tableau A-1 : Plan factoriel complet de la première série d'essais.

Essai	Variable				Essai	Variable			
	A	B	C	D		A	B	C	D
1	1	1	1	1	9	2	1	1	1
2	1	1	1	2	10	2	1	1	2
3	1	1	2	2	11	2	1	2	2
4	1	1	2	1	12	2	1	2	1
5	1	2	1	1	13	2	2	1	1
6	1	2	1	2	14	2	2	1	2
7	1	2	2	2	15	2	2	2	2
8	1	2	2	1	16	2	2	2	1

Les chiffres 1 et 2, en italique, représentent le niveau de chacune des variables.

Les variables sont identifiées par leur ID, se référer au Tableau 5-1.

A.2.3. Plan factoriel réduit

Tel que montré, le plan factoriel complet comporte un nombre relativement important d'essais. Bien qu'un total de 16 essais soit encore acceptable pour cerner le procédé, on privilégie tout de même la réduction de ce nombre. Comme il s'agit d'une série d'essais préliminaire, on souhaite minimiser les ressources à investir pour le mener à bien. Ainsi, au lieu d'utiliser le plan factoriel complet, on utilise le plan factoriel réduit qui se définit par l'expression suivante :

$$n = 2^{k-1} \quad (\text{A.3})$$

Où n représente le nombre d'essais du plan factoriel réduit. Cela revient donc à un total de 8 essais (2^3) plutôt que les 16 à l'origine. On utilise la méthode de Taguchi pour planifier ces 8 essais. Cette méthode permet planifier les essais de manière à capturer

efficacement l'effet de chacun des paramètres d'intérêt. Pour ce faire, on a recours aux tables orthogonales, aussi appelées carrés latins. Les tables orthogonales ont une nomenclature spécifique. Elles sont répertoriées en fonction du nombre d'essais qu'elles comportent. Pour un plan à 8 essais, on parlera d'une table L_8 . Par ailleurs, comme le plan réduit nécessite 8 essais, le nombre de degrés de liberté nécessaire à la caractérisation du modèle énoncé à l'équation (A.1) est respecté. Ne nécessitant que 5 essais, les 3 essais excédentaires permettront de mieux cerner le terme d'erreur et améliorer la précision de l'analyse subséquente. Pour un premier plan préliminaire, un nombre de 3 *ddl* pour évaluer la variabilité engendrée par l'erreur est jugé suffisant.

A.2.4. Construction du plan d'expérience

Afin de construire un plan d'expérience, il est d'abord nécessaire de déterminer le nombre de variables d'entrée à considérer ainsi que le nombre de niveaux de variation pour chacune de ces variables. Dans le cas de la première série d'essais, les variables d'entrée sont déterminées dans Tableau 5-1 qui est repris ci-dessous.

ID	Variable	Niveau 1	Niveau 2
A	Température de préchauffage (°C)	380	420
B	Température du moule (°C)	280	360
C	Temps de transfert (secondes)	10	16
D	Pression d'estampage (MPa)	1.55	3.1

Pour construire le plan L_8 , il faut avoir recours à la table orthogonale correspondante, laquelle peut être retrouvée dans l'ouvrage de Baillargeon [51]. La table orthogonale L_8 est reprise dans le Tableau A-2. Chaque colonne de la table orthogonale comporte 1 *ddl* qui peut être alloué à un paramètre ou une interaction (vrai pour les tables à 2 niveaux seulement). Le degré de liberté alloué au calcul de la moyenne est déjà retranché, ce qui explique la présence de seulement 7 colonnes.

Tableau A-2 : Table orthogonale de type L_8 .

$L_8(2^3)$							
Col. Essai	1	2	3	4	5	6	7
1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	2	2	2	2
3	1	2	2	1	1	2	2
4	1	2	2	2	2	1	1
5	2	1	2	1	2	1	2
6	2	1	2	2	1	2	1
7	2	2	1	1	2	2	1
8	2	2	1	2	1	1	2

Il faut ensuite allouer une colonne à chaque variable. Pour ce faire, il faut utiliser un des graphes linéaires qui sont jumelés à cette table. Pour une table L_8 , il existe deux graphes linéaires (cf. Figure A-1). Le choix dépend grandement des interactions que l'on veut considérer dans le plan d'expérience. Ici, on ne prend pas en compte les interactions entre les paramètres, par conséquent, l'un ou l'autre des graphes fera l'affaire. Le graphe (a) a été choisi.

Ce graphe indique dans quelle colonne se retrouveront les variables d'entrées et les interactions. Chaque nœud dans le graphe correspond à une variable et le chiffre qui lui est accolé représente la colonne où se manifestera cette variable. Les interactions entre les variables sont représentées par les traits reliant les deux nœuds qui composent cette interaction. En insérant les identifiants des variables dans le Tableau A-2, en respectant le graphe linéaire (a) de la Figure A-1, on construit le plan

d'expérience final. Il est à noter que les colonnes n'étant pas assignées à une variable (sur fond noir) sont retranchées du plan final pour en simplifier la lecture (elles n'ont pas d'incidence directe sur la planification des essais).

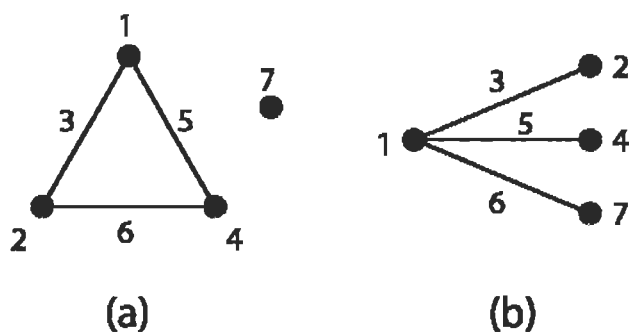


Figure A-1 : Graphes linéaires associés à la table orthogonale L_8 .

Tableau A-3 : Plan final de la première série d'essais.

$L_8(2^3)$							
Col.	A	B	3	C	5	6	D
Essai							
1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	2	2	2	2
3	1	2	2	1	1	2	2
4	1	2	2	2	2	1	1
5	2	1	2	1	2	1	2
6	2	1	2	2	1	2	1
7	2	2	1	1	2	2	1
8	2	2	1	2	1	1	2

A.3. Deuxième série d'essais (le plan L_{27})

A.3.1. Modèle statistique et degrés de liberté

Similairement au plan L_8 la définition du modèle statistique se base sur les 4 paramètres d'intérêt et le nombre de niveaux de chaque paramètre. Les paramètres sont représentés par leur identifiant (ID) tel que défini dans le Tableau 6-1. Le modèle statistique de base est homologué à l'équation (A.1), mais les interactions entre les paramètres A – C, B – C et C – D sont considérées.

$$Y_i = \bar{X}_i + A + B + C + D + AC + BC + CD + \varepsilon \quad (A.4)$$

Où AC , BC et CD sont les trois interactions qui seront possiblement considérées lors de l'analyse de variance. Pour ce qui est du nombre de degrés de liberté, il faut savoir qu'un paramètre ayant 3 niveaux de variabilité nécessite 2 *ddl* pour être caractérisé. De même, une interaction nécessite 4 *ddl*. Pour pleinement caractériser l'équation (A.4), il faut un total de 21 *ddl*, soit 1 pour la moyenne, 8 pour les paramètres et 12 pour les interactions.

A.3.2. Plan factoriel complet

Pour déterminer le nombre d'essais maximal envisageable, il convient d'utiliser la relation (A.2). Une différence existe cependant entre le plan factoriel de la première série d'essais et celui de la seconde série d'essais. Il s'agit du nombre de niveaux des paramètres. Par conséquent, l'équation (A.2) prend la forme suivante :

$$N = 3^k \quad (A.5)$$

Où le chiffre 3 représente le nombre de niveaux de la seconde série d'essais et k le nombre de paramètres. Le nombre d'essais du plan factoriel complet est alors de 3^4 , soit 81 essais. Ce cas représente le cas utopique. En considérant les coûts associés à chaque essai et le temps à y investir, il devient nécessaire d'utiliser le plan factoriel réduit.

A.3.3. Plan factoriel réduit.

De manière à réduire le nombre d'essais, on procède de manière identique à l'instance précédente. On définit le nombre d'essais du plan réduit comme :

$$n = 3^{k-1} \quad (A.6)$$

Dans le cas présent, k est égal à 4. Cela revient à un plan comprenant 27 essais. On réduit de cette façon le nombre d'essais au tiers du plan factoriel complet. Pour planifier ces 27 essais, on a recours à la méthode Taguchi. Pour ce faire on considère une table orthogonale L_{27} .

A.3.4. Construction du plan L_{27}

De la même manière que pour le plan L_8 , les paramètres d'intérêts sont ramenés du Tableau 6-1, répété ci-dessous. La construction du plan d'expérience sera légèrement différente, étant donné que chaque paramètre varie suivant 3 niveaux plutôt que 2.

ID	Variable	Niveau 1	Niveau 2	Niveau 3
A	Température du moule (°C)	270	290	310
B	Température de préchauffage (°C)	375	400	425
C	Pression d'estampage (MPa)	3.1	4.35	5.6
D	Temps de maintien (minutes)	1	3	5

Puisque chaque paramètre comporte 3 niveaux, il faut utiliser un plan qui accepte ces 3 niveaux de variabilité. Pour ce faire il faut choisir un plan sur une base de 3. Un plan $L_{27} (3^3)$ est un minimum pour accommoder les 4 paramètres d'intérêts choisis. Le plan L_{27} comprend 13 colonnes (cf. Tableau A-4) à 2 ddl chacune pour un total de 26 ddl.

Tableau A-4 : Table orthogonale de type L_{27} .

$L_{27}(3^3)$													
Col. Essai	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	1	2	2	2	2	2	2	2	2	2
3	1	1	1	1	3	3	3	3	3	3	3	3	3
4	1	2	2	2	1	1	1	2	2	2	3	3	3
5	1	2	2	2	2	2	2	3	3	3	1	1	1
6	1	2	2	2	3	3	3	1	1	1	2	2	2
7	1	3	3	3	1	1	1	3	3	3	2	2	2
8	1	3	3	3	2	2	2	1	1	1	3	3	3
9	1	3	3	3	3	3	3	2	2	2	1	1	1
10	2	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
11	2	1	2	3	2	3	1	2	3	1	2	3	1
12	2	1	2	3	3	1	2	3	1	2	3	1	2
13	2	2	3	1	1	2	3	2	3	1	3	1	2
14	2	2	3	1	2	3	1	3	1	2	1	2	3
15	2	2	3	1	3	1	2	1	2	3	2	3	1
16	2	3	1	2	1	2	3	3	1	2	2	3	1
17	2	3	1	2	2	3	1	1	2	3	3	1	2

$L_{27}(3^3)$													
Col. Essai	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
18	2	3	1	2	3	1	2	2	3	1	1	2	3
19	3	1	3	2	1	3	2	1	3	2	1	3	2
20	3	1	3	2	2	1	3	2	1	3	2	1	3
21	3	1	3	2	3	2	1	3	2	1	3	2	1
22	3	2	1	3	1	3	2	2	1	3	3	2	1
23	3	2	1	3	2	1	3	3	2	1	1	3	2
24	3	2	1	3	3	2	1	1	3	2	2	1	3
25	3	3	2	1	1	3	2	3	2	1	2	1	3
26	3	3	2	1	2	1	3	2	3	2	3	2	1
27	3	3	2	1	3	2	1	1	1	3	1	3	2

On choisit ensuite le graphe linéaire permettant de caractériser l'effet des interactions choisies, soit AC, BC et CD (cf. Figure A-2). Le graphe linéaire pour la table L_{27} fonctionne de manière similaire à la table L_8 , mais les interactions sont divisées en 2 colonnes puisqu'elle nécessite 4 *ddl*. Pour cette raison, il y a 2 chiffres au-dessus de chaque trait. L'assignation des paramètres et des interactions est présentée dans le . Les colonnes noires sont retirées du plan d'expérience pour en simplifier la lecture. Cela n'a pas d'incidence sur le plan en soi. Les colonnes comprenant les interactions seront seulement utilisées lors de l'analyse de variance. Le plan L_{27} comprenant la valeur de tous les niveaux est repris dans le Tableau 6-2.

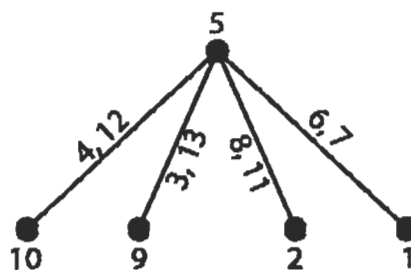


Figure A-2 : Graphe linéaire choisi pour l'assignation dans la table L27.

Tableau A-5 : Plan final de la deuxième série d'essais.

$L_{27}(3^3)$													
Col. Essai	A	B	CD	4	C	AC	AC	BC	D	10	BC	12	CD
1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
2	1	1	1	1	2	2	2	2	2	2	2	2	2
3	1	1	1	1	3	3	3	3	3	3	3	3	3
4	1	2	2	2	1	1	1	2	2	2	3	3	3
5	1	2	2	2	2	2	2	3	3	3	1	1	1
6	1	2	2	2	3	3	3	1	1	1	2	2	2
7	1	3	3	3	1	1	1	3	3	3	2	2	2
8	1	3	3	3	2	2	2	1	1	1	3	3	3
9	1	3	3	3	3	3	3	2	2	2	1	1	1
10	2	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3
11	2	1	2	3	2	3	1	2	3	1	2	3	1
12	2	1	2	3	3	1	2	3	1	2	3	1	2

$L_{27}(3^3)$													
Col. Essai	A	B	CD	4	C	AC	AC	BC	D	10	BC	12	CD
13	2	2	3	1	1	2	3	2	3	1	3	1	2
14	2	2	3	1	2	3	1	3	1	2	1	2	3
15	2	2	3	1	3	1	2	1	2	3	2	3	1
16	2	3	1	2	1	2	3	3	1	2	2	3	1
17	2	3	1	2	2	3	1	1	2	3	3	1	2
18	2	3	1	2	3	1	2	2	3	1	1	2	3
19	3	1	3	2	1	3	2	1	3	2	1	3	2
20	3	1	3	2	2	1	3	2	1	3	2	1	3
21	3	1	3	2	3	2	1	3	2	1	3	2	1
22	3	2	1	3	1	3	2	2	1	3	3	2	1
23	3	2	1	3	2	1	3	3	2	1	1	3	2
24	3	2	1	3	3	2	1	1	3	2	2	1	3
25	3	3	2	1	1	3	2	3	2	1	2	1	3
26	3	3	2	1	2	1	3	2	3	2	3	2	1
27	3	3	2	1	3	2	1	1	1	3	1	3	2

Annexe B. ANOVA de la 1^{ère} série d'essais

B.1. Introduction

Cette annexe présente la méthode de calcul reliée à l'analyse de variance, ou ANOVA pour les résultats extraits de la première série d'essais. Les deux variables réponses sont l'épaisseur de la paroi à la périphérie de la portion cylindrique de la pièce et la résistance ultime au cisaillement interlaminaire en flexion 3-points. Étant donné que ces deux variables réponse sont indépendantes, les calculs de l'analyse de variance doivent être réalisés indépendamment. Toutefois, afin d'éviter de trop alourdir cette section, le cycle de calcul pour la réponse « Épaisseur » est effectué en détail, mais les calculs pour la réponse « Contrainte interlaminaire » sont résumés sous forme de tableau seulement.

B.2. Méthode de l'analyse de variance (ANOVA)

Pour débiter, le plan d'expérience, la réponse moyenne de chacun des essais et les calculs préliminaires suivants (points 1 à 5 suivants) sont ramenés à l'intérieur d'un même tableau. Pour conserver la généralité de la méthode, les paramètres d'intérêt (notés A, B, C, etc.) ainsi que les interactions retenues dans le plan d'expérience sont symbolisés par l'indice θ . De cette façon, les équations présentées dans cette section peuvent être généralisées à n'importe quel plan d'expérience Taguchi.

1. La somme totale des réponses moyennes ($\sum Y_i$).
2. La somme totale du carré des réponses moyennes ($\sum Y_i^2$).
3. La somme des réponses affectée par le niveau 1 du paramètre A ($T_{\theta,1}$).
4. La somme des réponses affectée par le niveau 2 du paramètre A ($T_{\theta,2}$).
5. On répète les points 3 et 4 pour chacun des paramètres d'intérêts.

Une fois les données regroupées ainsi que les entités ci-dessus calculées, on peut déduire la somme des carrés totale à l'aide de l'expression suivante :

$$SC_T = \sum Y_i^2 - \frac{(\sum Y_i)^2}{N} \quad (B.1)$$

Où N est le nombre total d'observation. Ensuite, on calcule la somme des carrés de chacun des paramètres à l'aide de la relation suivante :

$$SC_\theta = \frac{(T_{\theta,1})^2}{n_{\theta,1}} + \frac{(T_{\theta,2})^2}{n_{\theta,2}} - \frac{(\sum Y_i)^2}{N} \quad (B.2)$$

Où $n_{\theta,1}$ et $n_{\theta,2}$ représentent le nombre d'observations faites au niveau 1 et au niveau 2 de ce paramètre. Une fois la somme des carrés pour chacun des paramètres calculés, il est alors possible de calculer la somme des carrés attribuable à l'erreur expérimentale (ε). Cela se fait par l'équation suivante :

$$SC_\varepsilon = SC_T - (\sum SC_\theta) \quad (B.3)$$

La variance de chacun des paramètres ainsi que de l'erreur peut ensuite être déduite à l'aide des relations suivantes :

$$V_\theta = \frac{SC_\theta}{ddl_\theta} \quad (B.4)$$

$$V_\varepsilon = \frac{SC_\varepsilon}{ddl_\varepsilon} \quad (B.5)$$

V_θ et V_ε sont respectivement les variances du paramètre d'indice θ et de l'erreur expérimentale. De même, ddl_θ et ddl_ε représentent respectivement le nombre de degrés de liberté du paramètre d'indice θ et le nombre de degrés de liberté attribué à l'erreur. Une fois les variances calculées, on déduit le facteur F pratique pour chacun des paramètres ($F_{prat,\theta}$) à l'aide de l'équation (B.6). Ce facteur est ensuite comparé au coefficient provenant de la table de Fisher-Snedecor ($F_{ddl_\theta,ddl_\varepsilon,\alpha}$).

$$F_{prati,\theta} = \frac{V_{\theta}}{V_{\varepsilon}} \quad (\text{B.6})$$

Le facteur α est le seuil de signification. Il est relié à l'intervalle de confiance (I.C. = $1-\alpha$). Ainsi, si $F_{prati,\theta} \geq F_{ddl_{\theta},ddl_{\varepsilon},\alpha}$ alors l'effet du paramètre d'indice est considéré comme significatif au seuil α préétabli. Dans le cas contraire, l'effet du paramètre est considéré comme négligeable au seuil α . Ce cycle d'analyse est effectué en détail dans la prochaine section, portant sur la variable réponse de l'épaisseur de la paroi de la pièce.

B.3. ANOVA de la variable « Épaisseur »

B.3.1. Calculs préliminaires

Les données de chacun des essais sont d'abord regroupées et leur moyenne est calculée (cf. Tableau B-1). Les calculs préliminaires sont ensuite effectués afin de transformer les données, afin de les utiliser pour les calculs d'ANOVA. Ces calculs préliminaires, pour la variable « Épaisseur » sont présentés dans le Tableau B-2.

Tableau B-1 : Données brutes d'épaisseur de paroi de la première série d'essais.

Essai (i)	Mesures d'épaisseur (mm)				Moyenne (Y_i)
	1	2	3	4	
1	3.61	3.60	3.65	3.63	3.62
2	3,46	3.47	3.45	---	3.46
3	3.27	3.28	3.25	3.28	3.27
4	3.41	3.35	3.38	---	3.38
5	3.45	3.43	3.44	---	3.44
6	3.57	3.56	3.52	3.53	3.55
7	3.35	3.36	3.34	3.33	3.35
8	3.29	3.27	3.29	3.25	3.28

Tableau B-2 : Calculs préliminaires pour l'ANOVA de la variable « Épaisseur ».

$$\sum Y_i = 3.62 + 3.46 + 3.27 + 3.38 + 3.45 + 3.55 + 3.35 + 3.28 = 27.36$$

$$\sum Y_i^2 = 3.62^2 + 3.46^2 + 3.27^2 + 3.38^2 + 3.45^2 + 3.55^2 + 3.35^2 + 3.28^2 = 93.6792$$

$$T_{A,1} = 3.62 + 3.46 + 3.27 + 3.38 = 13.73$$

$$T_{A,2} = 3.45 + 3.55 + 3.35 + 3.28 = 13.63$$

$$T_{B,1} = 3.62 + 3.46 + 3.45 + 3.55 = 14.08$$

$$T_{B,2} = 3.27 + 3.38 + 3.35 + 3.28 = 13.28$$

$$T_{C,1} = 3.62 + 3.46 + 3.35 + 3.28 = 13.67$$

$$T_{C,2} = 3.27 + 3.38 + 3.45 + 3.55 = 13.69$$

$$T_{D,1} = 3.62 + 3.27 + 3.45 + 3.35 = 13.90$$

$$T_{D,2} = 3.46 + 3.38 + 3.55 + 3.28 = 13.46$$

Tableau B-3 : Tableau résumé des résultats de la variable « Épaisseur ».

Essai (i)	Épaisseur moyenne (Y _i)	Température préchauffage (A)	Température du moule (B)	Temps de transfert (C)	Pression d'estampage (D)
1	3.62	—	—	—	—
2	3.46	—	—	—	+
3	3.27	—	+	+	—
4	3.38	—	+	+	+
5	3.45	+	—	+	—
6	3.55	+	—	+	+
7	3.35	+	+	—	—
8	3.28	+	+	—	+
$\sum Y_i : 27.36$		$T_{A,1} : 13.73$	$T_{B,1} : 14.08$	$T_{C,1} : 13.67$	$T_{D,1} : 13.90$
$\sum Y_i^2 : 93.6792$		$T_{A,2} : 13.63$	$T_{B,2} : 13.28$	$T_{C,2} : 13.69$	$T_{D,2} : 13.46$

On débute en calculant la somme des carrés totale à l'aide de l'équation (B.1). Cela donne :

$$SC_T = 93.6792 - \frac{(27.36)^2}{8} = 108 \cdot 10^{-3}$$

Par la suite, on utilise l'équation (B.2) pour calculer la somme des carrés reliée à chacun des paramètres d'entrée.

$$SC_A = \frac{(13.73)^2}{4} + \frac{(13.63)^2}{4} - \frac{(27.36)^2}{8} = 1.25 \cdot 10^{-3}$$

$$SC_B = \frac{(14.08)^2}{4} + \frac{(13.28)^2}{4} - \frac{(27.36)^2}{8} = 80 \cdot 10^{-3}$$

$$SC_C = \frac{(13.67)^2}{4} + \frac{(13.69)^2}{4} - \frac{(27.36)^2}{8} = 0.05 \cdot 10^{-3}$$

$$SC_D = \frac{(13.90)^2}{4} + \frac{(13.46)^2}{4} - \frac{(27.36)^2}{8} = 24.2 \cdot 10^{-3}$$

La somme des carrés attribuable à l'erreur expérimentale peut ensuite être déduite par l'équation (B.3).

$$SC_e = [108 - (1.25 + 80 + 0.05 + 24.2)] \cdot 10^{-3} = 2.5 \cdot 10^{-3}$$

Viens ensuite le calcul des variances à l'aide des équations (B.4) et (B.5). Pour ce qui est des degrés de liberté, il est à noter qu'un plan de type L_8 , tel qu'utilisé pour cette série d'essais, comporte un nombre total de 7 *ddl* si aucune répétition n'est faite. Par ailleurs, comme chaque paramètre ne varie que selon 2 niveaux, ils auront tous 1 *ddl* seulement. Par conséquent, on trouve les résultats suivants.

$$V_A = \frac{1.25 \cdot 10^{-3}}{1} = 1.25 \cdot 10^{-3}$$

$$V_B = \frac{80 \cdot 10^{-3}}{1} = 80 \cdot 10^{-3}$$

$$V_C = \frac{0.05 \cdot 10^{-3}}{1} = 0.05 \cdot 10^{-3}$$

$$V_D = \frac{24.2 \cdot 10^{-3}}{1} = 24.2 \cdot 10^{-3}$$

$$V_\varepsilon = \frac{2.5 \cdot 10^{-3}}{3} = 0.83 \cdot 10^{-3}$$

Finalement, on peut calculer le facteur $F_{\text{prati},\theta}$ pour chacun des paramètres à l'aide de l'équation (B.6). Cette valeur est ensuite comparée à la valeur du coefficient de Fisher-Snedecor pour un seuil de signification de 5% ($F_{1,3,0.05}$) avec 1 *ddl* au numérateur et 3 *ddl* au dénominateur.

$$F_{\text{prati},A} = \frac{1.25 \cdot 10^{-3}}{0.83 \cdot 10^{-3}} = 1.5$$

$$F_{\text{prati},B} = \frac{80 \cdot 10^{-3}}{0.83 \cdot 10^{-3}} = 96$$

$$F_{\text{prati},C} = \frac{0.05 \cdot 10^{-3}}{0.83 \cdot 10^{-3}} = 0.06$$

$$F_{\text{prati},D} = \frac{24.2 \cdot 10^{-3}}{0.83 \cdot 10^{-3}} = 29.04$$

Finalement, on regroupe toutes les informations calculées sous un même tableau (*cf.* Tableau B-4), que l'on appelle un tableau d'ANOVA afin de résumer l'entièreté de la situation et permettre de comparer les facteurs F calculés et ceux provenant des tables de Fisher-Snedecor. L'effet des paramètres est alors jugé comme étant significatif sur la variation de la variable réponse, ou non.

Tableau B-4 : Tableau ANOVA de la variable « Épaisseur » - 1^e série d'essais.

Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{1,3,0.05}$	Significatif?
A	1	1.25×10^{-3}	1.25×10^{-3}	1.5	10.1	NON
B	1	80×10^{-3}	80×10^{-3}	96	10.1	OUI
C	1	0.05×10^{-3}	0.05×10^{-3}	0.06	10.1	NON
D	1	24.2×10^{-3}	24.2×10^{-3}	29.04	10.1	OUI
ε	3	2.5×10^{-3}	0.83×10^{-3}	---	---	---

Ainsi, comme les facteurs $F_{prat,\theta}$ liés aux paramètres A et C, soit la température de préchauffage et le temps de transfert, sont inférieurs au facteur F tabulé, leur effet sur la variable « Épaisseur » est jugé comme négligeable. À l'inverse, les paramètres B et D, soit la température du moule et la pression d'estampage, ont un effet significatif sur l'évolution de cette réponse.

B.4. ANOVA de la variable « Contrainte de cisaillement »

En reprenant la même procédure de calcul qu'à la section précédente, on retrouve les résultats suivants (cf. Tableau B-5). À noter que les calculs complets ne sont pas présentés pour éviter d'allonger inutilement cet ouvrage.

Tableau B-5 : Tableau ANOVA de la variable « Contrainte de cisaillement » - 1^e série d'essais.

Essai (i)	Contrainte moyenne (Y)	Température préchauffe (A)	Température du moule (B)	Temps de transfert (C)	Pression d'estampage (D)	
1	45.638	1	1	1	1	
2	50.474	1	1	1	2	
3	60.478	1	2	2	1	
4	58.161	1	2	2	2	
5	58.604	2	1	2	1	
6	47.493	2	1	2	2	
7	63.501	2	2	1	1	
8	68.510	2	2	1	2	
$\sum Y_i$: 453.859		$T_{A,1}$: 214.751	$T_{B,1}$: 202.210	$T_{C,1}$: 225.638	$T_{D,1}$: 214.793	
$\sum Y_i^2$: 26224.761		$T_{A,2}$: 239.108	$T_{B,2}$: 251.649	$T_{C,2}$: 228.221	$T_{D,2}$: 239.066	
Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{1,3,0,05}$	Significatif?
A	1	74.159	74.159	10.07	10.1	NON
B	1	305.535	305.535	41.505	10.1	OUI
C	1	0.833	0.833	0.113	10.1	NON
D	1	73.649	73.649	10.00	10.1	NON
ε	3	22.084	7.361	---	---	---

Annexe C. ANOVA de la 2^e série d'essais

C.1. Introduction

Similairement à la première série d'essais, les données générées lors de l'exécution du second plan d'expérience sont analysées à l'aide de la méthode ANOVA. L'analyse est similaire à celle décrite à l'annexe B, à la différence que le plan ne comprend 2 niveaux, mais 3. Cela affecte légèrement l'équation (B.2). Plutôt que de reprendre l'intégralité des opérations déjà expliquées à l'annexe B, seules les différences seront mises en lumière. Comme il s'agit d'un plan d'expériences plus complet, certaines notions supplémentaires seront développées pour avoir un meilleur aperçu de l'effet de chacune des variables d'entrée.

C.2. Méthode de l'ANOVA adaptée à un plan à 3 niveaux

Les équations présentées à l'annexe B sont génériques et sont aussi utilisées pour déterminer les quantités nécessaires à l'ANOVA. Seule l'équation (B.2) présente une différence dans son écriture. Comme il s'agit d'un plan à 3 niveaux, cette équation doit être élargie pour permettre l'utilisation du troisième niveau de chacune des variables. Cela revient à la formulation suivante :

$$SC_{\theta} = \frac{(T_{\theta,1})^2}{n_{\theta,1}} + \frac{(T_{\theta,2})^2}{n_{\theta,2}} + \frac{(T_{\theta,3})^2}{n_{\theta,3}} - \frac{(\sum Y_i)^2}{N} \quad (C.1)$$

Sinon l'application des équations de l'annexe B est similaire, à la différence que le nombre de données passe de 8 à 27 et que le nombre de degrés de liberté passe de 1 à 2.

C.3. ANOVA de la variable « Épaisseur »

Outre ces différences, la méthode de calcul reste identique. Pour cette raison, seul le tableau récapitulatif est présenté (cf. Tableau C-1). Pour un exemple de calcul, le lecteur est référé à l'annexe B.

Tableau C-1 : Tableau ANOVA de la réponse « Épaisseur » - 2^e série d'essais.

Essai (i)	Contrainte moyenne (Y)	Température du moule (A)	Température de préchauffage (B)	Pression d'estampage (C)	Temps de maintien (D)
1	3.453	1	1	1	1
2	3.540	1	1	2	2
3	3.530	1	1	3	3
4	3.440	1	2	1	2
5	3.435	1	2	2	3
6	3.430	1	2	3	1
7	3.578	1	3	1	3
8	3.500	1	3	2	1
9	3.523	1	3	3	2
10	3.498	2	1	1	2
11	3.55	2	1	2	3
12	3.523	2	1	3	1
13	3.430	2	2	1	3
14	3.570	2	2	2	1
15	3.423	2	2	3	2
16	3.438	2	3	1	1
17	3.408	2	3	2	2
18	3.418	2	3	3	3
19	3.608	3	1	1	3
20	3.55	3	1	2	1
21	3.348	3	1	3	2
22	3.478	3	2	1	1
23	3.448	3	2	2	2
24	3.433	3	2	3	3

Essai (i)	Contrainte moyenne (Y _i)	Température du moule (A)	Température de préchauffage (B)	Pression d'estampage (C)	Temps de maintien (D)	
25	3.527	3	3	1	2	
26	3.388	3	3	2	3	
27	3.503	3	3	3	1	
Σ Y _i : 93.96		T _{A,1} : 31.430	T _{B,1} : 31.598	T _{C,1} : 31.447	T _{D,1} : 31.443	
Σ Y _i ² : 327.12		T _{A,2} : 31.255	T _{B,2} : 31.085	T _{C,2} : 31.388	T _{D,2} : 31.154	
		T _{A,3} : 31.279	T _{B,3} : 31.282	T _{C,3} : 31.130	T _{D,3} : 31.368	
Facteur	ddl	SC	V	F _{prat}	F _{2,18,0.05}	Significatif?
A	2	1.999 x 10 ⁻³	0.999 x 10 ⁻³	0.219	3.55	NON
B	2	14.855 x 10 ⁻³	7.427 x 10 ⁻³	1.632	3.55	NON
C	2	6.299 x 10 ⁻³	3.150 x 10 ⁻³	0.692	3.55	NON
D	2	4.973 x 10 ⁻³	2.487 x 10 ⁻³	0.546	3.55	NON
ε	18	22.084	7.361	---	---	---

En comparant les deux facteurs F_{prat} et $F_{2,18,0.05}$ pour chacun des paramètres, on remarque qu'aucun d'eux n'a d'influence sur la variable épaisseur. Cela signifie qu'un ou plusieurs autres éléments ont un effet important sur la variable épaisseur. Cela peut être une interaction entre deux paramètres, ou encore un facteur qui n'a pas été considéré dans ce plan d'expérience.

C.3.1. Effets liés aux interactions

Dans un premier temps, il est important de comprendre qu'on ne peut tenir compte que des interactions entre les paramètres telles qu'elles figurent dans le graphe linéaire choisi lors de la construction du plan d'expérience. Pour le plan d'expérience L_{27} , ce graphe est présenté à l'annexe A (cf. Figure A-2). Seules les interactions entre les facteurs A-C, B-C et C-D peuvent être considérées dans cette analyse. Les autres interactions, si elles ont un effet significatif sur le critère de qualité, feront partie de

l'erreur. Pour déterminer l'influence d'une interaction, il faut en calculer la somme des carrés à l'aide de l'équation suivante :

$$SC_{\delta} = \left[\frac{T_{\delta,1}^2}{n_{\delta,1}} + \frac{T_{\delta,2}^2}{n_{\delta,2}} + \frac{T_{\delta,3}^2}{n_{\delta,3}} - \frac{T^2}{N} \right]_1 + \left[\frac{T_{\delta,1}^2}{n_{\delta,1}} + \frac{T_{\delta,2}^2}{n_{\delta,2}} + \frac{T_{\delta,3}^2}{n_{\delta,3}} - \frac{T^2}{N} \right]_2 \quad (C.2)$$

La somme des carrés de l'interaction est représentée par l'addition simple de la somme des carrés de chacune des 2 colonnes allouées à l'interaction dans le plan d'expérience. Cela est représenté par les deux opérations entre parenthèses ($[...]_1$ et $[...]_2$). Pour déterminer ces sommes, il convient de considérer les 2 colonnes de l'interaction ciblée. Le paramètre SC_{δ} représente la somme des carrés de l'interaction entre le paramètre δ_1 et δ_2 . Les facteurs $T_{\delta,1}$, $T_{\delta,2}$ et $T_{\delta,3}$ représentent respectivement la somme des résultats obtenus au niveau 1, 2 et 3 de l'interaction. Les $n_{\delta,1}$, $n_{\delta,2}$ et $n_{\delta,3}$ sont respectivement le nombre de données au niveau 1, 2 et 3 de chaque colonne de l'interaction. Dans le cas présent, ces facteurs sont constants et équivalent tous à 9, soit un tiers de 27 essais. Finalement, les facteurs T et N sont respectivement la somme des résultats des 27 essais et N le nombre total d'essais, soit 27.

Une fois la somme des carrés de l'interaction calculée, l'analyse se poursuit de la même manière que pour un paramètre simple, à la différence que le nombre de degrés de liberté d'une interaction correspond à la multiplication du nombre de degrés de liberté de chaque paramètre. À titre d'exemple, effectuons l'analyse de l'interaction A-C (température du moule VS pression d'estampage). On reprend d'abord les deux colonnes du plan d'expérience allouées à cette interaction. Dans ce cas-ci, il s'agit des colonnes 6 et 7. La somme des données pour chaque niveau de l'interaction est d'abord calculée. Pour la première colonne (la colonne #6) cela revient à :

$$[T_{AC,1}]_1 = 3.453 + 3.440 + 3.578 + 3.523 + 3.423 + 3.418 + 3.550 + 3.448 + 3.388 = 31.221$$

$$[T_{AC,2}]_1 = 3.540 + 3.435 + 3.500 + 3.498 + 3.430 + 3.438 + 3.348 + 3.433 + 3.503 = 31.125$$

$$\left[T_{AC,3}\right]_1 = 3.530 + 3.430 + 3.525 + 3.550 + 3.570 + 3.408 + 3.608 + 3.478 + 3.527 = 31.626$$

Pour la deuxième colonne (colonne #7), on obtient les résultats suivants :

$$\left[T_{AC,1}\right]_2 = 3.453 + 3.440 + 3.578 + 3.550 + 3.570 + 3.408 + 3.348 + 3.433 + 3.503 = 31.283$$

$$\left[T_{AC,2}\right]_2 = 3.540 + 3.435 + 3.500 + 3.523 + 3.423 + 3.418 + 3.608 + 3.478 + 3.527 = 31.452$$

$$\left[T_{AC,3}\right]_2 = 3.530 + 3.430 + 3.525 + 3.498 + 3.430 + 3.438 + 3.550 + 3.448 + 3.388 = 31.237$$

De ces 6 entités, on calcule ensuite la somme des carrés de l'interaction AC à l'aide de l'équation (C.2).

$$\begin{aligned} SC_{AC} &= \left[\frac{(31.221)^2}{9} + \frac{(31.125)^2}{9} + \frac{(31.626)^2}{9} - \frac{(93.96)^2}{27} \right] \\ &\quad + \left[\frac{(31.283)^2}{9} + \frac{(31.452)^2}{9} + \frac{(31.237)^2}{9} - \frac{(93.96)^2}{27} \right] \\ &= 9.924 \times 10^{-3} + 8.637 \times 10^{-3} \\ &= 18.561 \times 10^{-3} \end{aligned}$$

On utilise la même procédure pour calculer la somme des carrés des deux autres interactions. On trouve alors que :

$$\begin{aligned} SC_{BC} &= \left[\frac{(31.141)^2}{9} + \frac{(31.434)^2}{9} + \frac{(31.397)^2}{9} - \frac{(93.96)^2}{27} \right] \\ &\quad + \left[\frac{(31.458)^2}{9} + \frac{(31.469)^2}{9} + \frac{(31.045)^2}{9} - \frac{(93.96)^2}{27} \right] \\ &= 5.658 \times 10^{-3} + 12.980 \times 10^{-3} \\ &= 18.638 \times 10^{-3} \end{aligned}$$

Et,

$$\begin{aligned}
 SC_{CD} &= \left[\frac{(31.146)^2}{9} + \frac{(31.294)^2}{9} + \frac{(31.532)^2}{9} - \frac{(93.96)^2}{27} \right] \\
 &\quad + \left[\frac{(31.038)^2}{9} + \frac{(31.468)^2}{9} + \frac{(31.466)^2}{9} - \frac{(93.96)^2}{27} \right] \\
 &= 8.428 \times 10^{-3} + 13.633 \times 10^{-3} \\
 &= 22.061 \times 10^{-3}
 \end{aligned}$$

On peut maintenant tenir compte des 3 interactions dans un nouveau tableau ANOVA (cf. Tableau C-2). Le cas échéant, chaque interaction nécessitera 4 *ddl*, ne laissant plus que 6 *ddl* à l'erreur.

Tableau C-2 : Tableau ANOVA de la réponse « Épaisseur », avec interactions – 2^e série d'essais.

Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{2,6,0,05}$	Significatif?
A	2	1.999×10^{-3}	0.999×10^{-3}	0.259	5.14	NON
B	2	14.855×10^{-3}	7.427×10^{-3}	1.982	5.14	NON
C	2	6.299×10^{-3}	3.150×10^{-3}	0.838	5.14	NON
D	2	4.973×10^{-3}	2.487×10^{-3}	0.661	5.14	NON
Inter.	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{4,6,0,05}$	Significatif?
AC	4	18.561×10^{-3}	4.640×10^{-3}	1.237	4.53	NON
BC	4	18.638×10^{-3}	4.659×10^{-3}	1.242	4.53	NON
CD	4	22.061×10^{-3}	5.515×10^{-3}	1.470	4.53	NON
ε	6	2.5×10^{-3}	0.83×10^{-3}	---	---	---

On remarque qu'aucun paramètre, ni aucune interaction n'a suffisamment d'influence sur le procédé pour être qualifié comme significatif au seuil de 5%. Toutefois, il faut prendre en compte que l'ajout d'une variable d'entrée à l'ANOVA peut en améliorer la précision, ou à l'inverse, la détériorer. En ajoutant une nouvelle variable d'entrée, sa

somme des carrés contribuera à diminuer la somme des carrés de l'erreur, mais elle réduit aussi le nombre de degrés de liberté de l'erreur. La variance de l'erreur est calculée à partir de ces deux quantités, de sorte que si la somme des carrés de l'erreur diminue plus rapidement que son nombre de degrés de liberté, la variance de l'erreur sera plus faible et vice versa (cf. Figure C-3). Une variance plus faible de l'erreur augmente la valeur du F_{prati} de chaque variable d'entrée. Cependant, la diminution du nombre de degrés de liberté de l'erreur augmente la valeur aussi la condition $F_{ddl\theta,ddl\varepsilon,0.05}$. Cette dualité qu'implique l'ajout d'une variable d'entrée est difficile à évaluer, cependant, on peut évaluer quel sont les paramètres qui ne font que réduire le nombre de degrés de liberté de l'erreur sans contribuer à la réduction de la variance de celle-ci.

Prenons une fois de plus l'exemple de la Figure C-3, en ne considérant que la portion de droite de l'image. Si l'apport de la somme des carrés de la variable D est plus grande, en proportion, au nombre de degrés de liberté soustrait à l'erreur, alors l'effet de la variable devrait être considérée dans l'ANOVA. À l'inverse, l'ajout de la variable D pour l'ANOVA aura pour effet d'augmenter l'effet de l'erreur. On peut considérer l'écriture suivante comme facteur décisionnel.

$$\begin{aligned} \text{Si } \frac{SC_{\theta}}{SC_{\varepsilon} + SC_{\theta}} &> \frac{ddl_{\theta}}{ddl_{\varepsilon} + ddl_{\theta}}, \text{ alors on considère la variable } \theta \text{ dans l'ANOVA.} \\ \text{Si } \frac{SC_{\theta}}{SC_{\varepsilon} + SC_{\theta}} &\leq \frac{ddl_{\theta}}{ddl_{\varepsilon} + ddl_{\theta}}, \text{ alors on ne considère pas la variable } \theta \text{ dans l'ANOVA.} \end{aligned} \quad (C.3)$$

En vérifiant cette condition dans le Tableau C-2, on peut retirer, de manière itérative, les variables qui augmentent l'effet de l'erreur. On obtient alors le résultat du Tableau C-3 pour lequel l'effet de l'erreur est minimisé (variance de l'erreur minimale). On remarque alors qu'encore une fois, aucune variable n'a d'effet significatif sur l'épaisseur de la pièce.

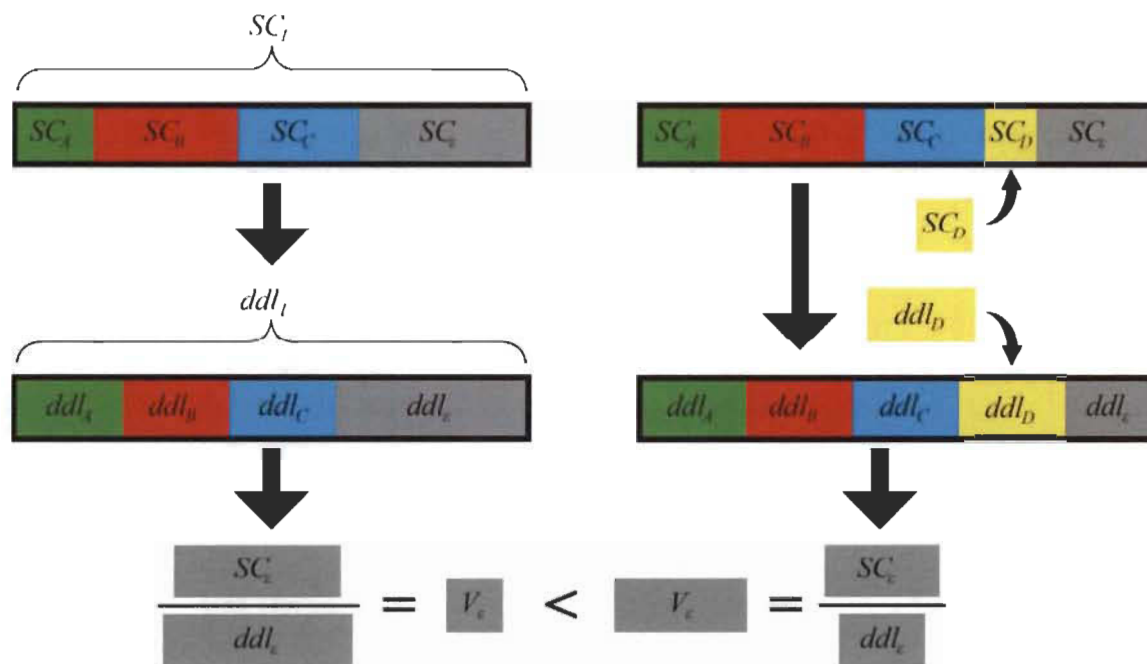


Figure C-3 : Augmentation potentielle de l'effet lié à la variance de l'erreur dans l'ANOVA suite à l'ajout d'une variable d'entrée.

Tableau C-3 : Tableau ANOVA optimisé de la réponse « Épaisseur » – 2^e série d'essais.

Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{2,6,0.05}$	Significatif?
B	2	14.855×10^{-3}	7.427×10^{-3}	2.528	4.1	NON
C	2	6.299×10^{-3}	3.150×10^{-3}	1.069	4.1	NON
Inter.	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{4,6,0.05}$	Significatif?
AC	4	18.561×10^{-3}	4.640×10^{-3}	1.577	3.48	NON
BC	4	18.638×10^{-3}	4.659×10^{-3}	1.584	3.48	NON
CD	4	22.061×10^{-3}	5.515×10^{-3}	1.875	3.48	NON
ϵ	6	2.5×10^{-3}	0.83×10^{-3}	---	---	---

C.4. ANOVA de la variable « contrainte de cisaillement »

On procède de la même façon pour l'analyse de variance de la contrainte de cisaillement interlaminaire. Comme les calculs et l'analyse ont été couverts en détail

lors de l'ANOVA de la variable épaisseur, il n'est pas nécessaire de répéter ce cycle ici. Ainsi, afin d'éviter d'alourdir inutilement cette section, seules les grandes lignes seront détaillées. Pour une première analyse, on considère tous les paramètres (A, B, C et D) ainsi que les interactions (AC, BC et CD). On obtient alors le récapitulatif de l'ANOVA présenté dans le Tableau C-4. Au contraire de l'épaisseur de la pièce, la contrainte de cisaillement interlaminaire est affectée par le procédé. En fait, seule la pression d'estampage a véritablement un effet significatif sur la variation de la contrainte. De manière identique à l'ANOVA de l'épaisseur, on peut améliorer la précision de l'ANOVA de la contrainte de cisaillement interlaminaire en retirant les variables qui augmentent inutilement l'effet de l'erreur dans cette dernière. Pour ce faire on utilise la condition illustrée à l'équation (C.3). En procédant au retrait des variables de manière itérative, on trouve la combinaison de variable d'entrée qui minimise l'effet de l'erreur dans l'ANOVA de la contrainte de cisaillement interlaminaire. Le tableau ANOVA correspondant est présenté au Tableau C-5. Dans ce dernier cas, l'interaction entre la température de préchauffage du flan et la pression d'estampage est aussi considérée comme ayant un effet significatif sur la contrainte.

Tableau C-4 : Tableau initial de l'ANOVA de la réponse « Contrainte de cisaillement » - 2^e série d'essais.

Essai (i)	Épaisseur moyenne (Y _i)	Température du moule (A)	Température préchauffe (B)	Pression d'estampage (C)	Temps de maintien (D)
1	40	1	1	1	1
2	61.85	1	1	2	2
3	57.83	1	1	3	3
4	40.95	1	2	1	2
5	62.37	1	2	2	3
6	66.48	1	2	3	1
7	54.86	1	3	1	3
8	52.86	1	3	2	1
9	55.07	1	3	3	2
10	44	2	1	1	2
11	48.38	2	1	2	3
12	60.45	2	1	3	1
13	43.2	2	2	1	3
14	54.55	2	2	2	1
15	68.91	2	2	3	2
16	48.78	2	3	1	1
17	58.32	2	3	2	2
18	55.11	2	3	3	3
19	53.36	3	1	1	3
20	35	3	1	2	1
21	45.18	3	1	3	2
22	35.61	3	2	1	1
23	56.84	3	2	2	2
24	66.51	3	2	3	3
25	48.94	3	3	1	2

Essai (i)	Épaisseur moyenne (Y _i)	Température du moule (A)	Température préchauffe (B)	Pression d'estampage (C)	Temps de maintien (D)	
26	68	3	3	2	3	
27	52.27	3	3	3	1	
Facteur	ddl	SC	V	F _{prat}	F _{2,6,0.05}	Significatif?
A	2	53.527	26.764	0.684	5.14	NON
B	2	176.231	88.116	2.251	5.14	NON
C	2	839.090	419.545	10.716	5.14	OUI
D	2	225.236	112.618	2.876	5.14	NON
Inter.	ddl	SC	V	F _{prat}	F _{4,6,0.05}	Significatif?
AC	4	84.506	21.127	0.540	4.53	NON
BC	4	532.597	140.649	3.592	4.53	NON
CD	4	203.175	50.794	1.297	4.53	NON
ε	6	234.907	39.151	---	---	---

Tableau C-5 : Tableau initial de l'ANOVA de la réponse « Contrainte de cisaillement » - 2^e série d'essais.

Facteur	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{2,12,0.05}$	Significatif?
B	2	176.231	88.116	2.835	3.89	NON
C	2	839.090	419.545	13.500	3.89	OUI
D	2	225.236	112.618	3.624	3.89	NON
Inter.	ddl	SC	V	F_{prat}	$F_{4,12,0.05}$	Significatif?
BC	4	532.597	140.649	4.526	3.26	OUI
CD	4	203.175	50.794	1.634	3.26	NON
ε	6	234.907	39.151	---	---	---

Annexe D. Résultats expérimentaux bruts

Dans cette annexe sont présentés les résultats bruts recueillis lors des deux phases d'expérimentation. Ci-dessous sont regroupées les données relatives aux dimensions des éprouvettes prélevées des pièces moulées ainsi que les mesures effectuées sur ces éprouvettes. Les résultats de chacune des deux séries d'expériences sont regroupés dans leur section respective.

D.1. Première série – Le plan L₈

Le Tableau D-1 regroupe les dimensions brutes des éprouvettes découpées dans la portion cylindrique de chaque essai, de même que la valeur moyenne d'épaisseur (\bar{e}) et l'écart-type (S_e) associé pour chacun des 8 essais. Le Tableau D-2 contient les résultats reliés à la contrainte de cisaillement maximale enregistrée lors des essais de flexion 3-points.

D.2. Deuxième série – Le plan L27

Le Tableau D-3 contient les données de température du flan lors de la phase de mise en forme. Les points a, b, c et d correspondent à des moments critiques sur la courbe d'évolution de la température du flan. Pour plus de détails, le lecteur est référé à la section 6.3.1 de ce document. Les dimensions brutes ainsi que les données d'épaisseur moyenne à la base de la partie cylindrique (\bar{E}) et l'écart-type associé (S_E) sont regroupées dans le Tableau D-4. Finalement, le Tableau D-5 regroupe les données reliées aux tests de cisaillement interlaminaire. Les variables $\bar{\tau}$ et S_τ sont respectivement la moyenne et l'écart-type reliés à l'essai.

Tableau D-1 : Dimensions des éprouvettes de cisaillement interlaminaire - Première série d'essais.

Essai	Éprouvette								Épaisseur moyenne	
	1		2		3		4		Écart-type	
	\bar{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\bar{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\bar{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\bar{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\bar{e} (mm) ³	S_e (mm) ⁴
1	3.61	9.39	3.60	9.26	3.65	8.41	3.63	9.06	3.62	0.02
2	3.46	9.65	3.47	9.00	3.45	9.66	---	---	3.46	0.01
3	3.27	9.00	3.28	9.35	3.25	9.48	3.28	9.49	3.27	0.01
4	3.41	10.15	3.35	9.41	3.38	9.25	---	---	3.38	0.03
5	3.45	8.71	3.43	9.26	3.44	9.10	---	---	3.44	0.02
6	3.57	8.83	3.56	9.29	3.52	9.43	3.53	9.29	3.55	0.02
7	3.35	9.02	3.36	9.23	3.34	9.25	3.33	8.97	3.35	0.01
8	3.29	9.18	3.27	8.97	3.29	8.94	3.25	9.29	3.28	0.02
A-6 ⁵	3.45	9.66	3.45	9.54	3.44	9.68	3.48	9.52	3.46	0.02
B-6 ⁵	3.47	9.74	3.43	9.48	3.46	9.54	3.49	9.59	3.46	0.03
A-8 ⁵	3.22	9.69	3.31	9.46	3.30	9.53	3.30	9.55	3.28	0.04
B-8 ⁵	3.26	9,86	3.33	9.50	3.26	9.46	3.26	9.66	3.28	0.04

¹ Épaisseur moyenne de l'éprouvette.

² Largeur moyenne de l'éprouvette

³ Épaisseur moyenne de l'essai.

⁴ Écart-type relié à l'épaisseur moyenne de l'essai.

⁵ Les essais précédés d'une lettre sont des répétitions des essais correspondant au chiffre qui leur succède.

Tableau D-2 : Résultats des essais de cisaillement interlaminaire – Première série d'essais.

Essai	Contrainte ultime en cisaillement interlaminaire – mode II (MPa)					
	Numéro de l'éprouvette				$\bar{\tau}$ (MPa) ¹	S_{τ} (MPa) ²
	1	2	3	4		
1	56.032	45.784	---	35.099	45.638	10.467
2	50.232	50.716	---	---	50.474	0.342
3	59.976	---	---	60.979	60.478	0.709
4	58.161	---	---	---	58.161	IMPOSSIBLE
5	58.008	59.200	---	---	58.604	0.843
6	58.234	36.717	35.357	49.665	44.993	10.932
7	66.424	63.474	65.391	58.713	63.501	3.418
8	---	75.361	63.660	---	69.511	8.274
A-6 ³	57.798	30.453	45.259	---	44.503	13.688
B-6 ³	26.964	---	25.671	47.828	33.488	12.436
A-8 ³	---	57.192	63.891	64.078	61.720	3.923
B-8 ³	58.807	---	---	58.682	58.745	0.088

¹ Contrainte de cisaillement moyenne de l'essai.

² Écart-type sur la contrainte de cisaillement moyenne de l'essai.

³ Les essais précédés d'une lettre sont des répétitions des essais correspondant au chiffre qui leur succède.

Le symbole (---) signifie que la fissure de l'éprouvette ne correspond pas au mode de bris recherché.

Tableau D-3 : Lecture de la température interne des laminés au moment de la mise en forme – Deuxième série d'essais.

Essai	Position ¹	Lecture de température (°C)			
		Point B ²	Point C ³	Point D ⁴	Point E ⁵
1	Poinçon	387	356	351	---
	Mi-épaisseur	377	377	377	---
	Matrice	---	---	---	---
2	Poinçon	384	359	341	290
	Mi-épaisseur	377	376	372	358
	Matrice	373	355	351	359
3	Poinçon	390	361	335	295
	Mi-épaisseur	378	378	376	372
	Matrice	375	364	358	354
4	Poinçon	411	378	356	307
	Mi-épaisseur	400	400	389	392
	Matrice	392	372	367	372
5	Lecture impossible				
6	Poinçon	---	---	---	---
	Mi-épaisseur	400	400	---	399
	Matrice	395	371	---	365
7	Poinçon	433	393	359	394
	Mi-épaisseur	411	411	410	383
	Matrice	408	383	375	310
8	Poinçon	443	382	369	343
	Mi-épaisseur	424	425	422	419
	Matrice	418	396	392	384
9	Poinçon	434	404	381	316
	Mi-épaisseur	427	428	426	404
	Matrice	418	396	388	398
10	Poinçon	385	350	335	306
	Mi-épaisseur	---	---	---	---
	Matrice	373	360	356	360

Essai	Position ¹	Lecture de température (°C)			
		Point B ²	Point C ³	Point D ⁴	Point E ⁵
11	Poinçon	383	343	326	314
	Mi-épaisseur	---	---	---	---
	Matrice	372	358	356	358
12	Poinçon	389	367	350	308
	Mi-épaisseur	376	376	373	362
	Matrice	373	359	360	360
13	Poinçon	411	381	368	---
	Mi-épaisseur	400	401	---	---
	Matrice	396	381	---	---
14	Poinçon	408	397	386	318
	Mi-épaisseur	403	406	401	385
	Matrice	397	380	375	380
15	Poinçon	417	381	354	319
	Mi-épaisseur	404	404	403	395
	Matrice	398	383	376	374
16	Poinçon	437	389	378	---
	Mi-épaisseur	424	425	423	---
	Matrice	---	---	---	---
17	Poinçon	---	---	---	---
	Mi-épaisseur	426	426	---	415
	Matrice	413	395	---	387
18	Poinçon	433	390	370	345
	Mi-épaisseur	424	424	426	419
	Matrice	414	393	389	393
19	Poinçon	378	340	325	318
	Mi-épaisseur	372	372	370	355
	Matrice	368	353	352	354
20	Poinçon	385	355	345	322
	Mi-épaisseur	378	378	377	363
	Matrice	370	355	355	360

Essai	Position ¹	Lecture de température (°C)			
		Point B ²	Point C ³	Point D ⁴	Point E ⁵
21	Poinçon	383	366	355	334
	Mi-épaisseur	376	376	375	365
	Matrice	367	350	357	365
22	Poinçon	409	379	356	331
	Mi-épaisseur	---	---	---	---
	Matrice	396	382	378	379
23	Poinçon	416	380	370	332
	Mi-épaisseur	406	407	407	390
	Matrice	398	382	382	386
24	Poinçon	411	373	357	329
	Mi-épaisseur	404	403	400	380
	Matrice	396	376	375	381
25	Poinçon	440	390	368	344
	Mi-épaisseur	423	423	422	394
	Matrice	404	383	382	346
26	Poinçon	436	398	386	340
	Mi-épaisseur	426	427	426	410
	Matrice	419	401	397	361
27	Poinçon	436	406	384	338
	Mi-épaisseur	426	426	425	411
	Matrice	419	406	399	398

¹ La position du thermocouple réfère à l'endroit où il se situe dans l'épaisseur du laminé. La position Poinçon correspond au T/C directement sous la surface en contact avec le poinçon. Idem pour la position Matrice. La position mi-épaisseur réfère au T/C situé à mi-épaisseur.

² Le point B correspond au moment où le laminé sort du four.

³ Le point C correspond au moment où le laminé est déposé dans le moule.

⁴ Le point D correspond au moment où le poinçon touche le laminé.

⁵ Le point E correspond au moment où le moule est complètement fermé (début de la pressurisation)

Le symbole (---) signifie qu'il n'y a pas eu de lecture à ce moment (bris du T/C).

Tableau D-4 : Dimensions des éprouvettes de cisaillement interlaminaire - Deuxième série d'essais.

Essai	Éprouvette								Épaisseur moyenne	
	1		2		3		4		Écart-type	
	\acute{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\acute{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\acute{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\acute{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\acute{E} (mm) ³	$S_{\acute{E}}$ (mm) ⁴
1	3.49	9.54	3.45	9.45	3.45	9.27	3.42	9.51	3.45	0.03
2	3.58	9.17	3.47	9.50	3.58	9.21	3.53	9.81	3.54	0.05
3	3.6	9.59	3.52	9.68	3.52	9.03	3.48	9.06	3.53	0.05
4	3.5	8.47	3.41	8.69	3.44	9.42	3.41	9.53	3.44	0.04
5	3.44	9.69	3.41	8.37	3.43	7.61	3.46	9.14	3.44	0.02
6	3.47	9.43	3.45	9.32	3.41	9.22	3.39	9.31	3.43	0.04
7	3.61	9.32	3.6	8.94	3.56	9.38	3.54	9.70	3.58	0.03
8	3.55	9.54	3.52	9.44	3.49	9.44	3.44	9.38	3.50	0.05
9	3.62	9.41	3.49	9.12	3.51	9.45	3.48	8.78	3.53	0.06
10	3.57	9.62	3.48	9.34	3.46	8.53	3.48	9.12	3.50	0.05
11	3.52	9.09	3.45	9.45	3.63	9.14	3.6	9.30	3.55	0.08
12	3.62	9.57	3.49	9.50	3.51	9.40	3.47	9.38	3.52	0.07
13	3.52	9.06	3.43	9.43	3.4	9.69	3.37	9.46	3.43	0.06
14	3.59	9.83	3.61	9.60	3.54	9.46	3.54	8.37	3.57	0.04
15	3.46	8.68	3.42	9.52	3.42	9.39	3.39	9.57	3.42	0.03
16	3.4	9.48	3.54	9.75	3.42	9.42	3.39	9.35	3.44	0.07

Essai	Éprouvette								Épaisseur moyenne	
	1		2		3		4		Écart-type	
	\acute{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\acute{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\acute{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\acute{e} (mm) ¹	l (mm) ²	\acute{E} (mm) ³	$S_{\acute{E}}$ (mm) ⁴
17	3.46	9.63	3.42	9.45	3.39	9.26	3.36	9.51	3.41	0.04
18	3.46	9.29	3.43	9.43	3.4	9.60	3.38	9.27	3.42	0.04
19	3.61	9.48	3.66	9.19	3.61	9.87	3.55	9.72	3.61	0.05
20	3.6	9.43	3.52	9.21	3.54	9.51	3.54	9.45	3.55	0.03
21	3.37	9.47	3.38	9.35	3.32	9.39	3.32	9.40	3.35	0.03
22	3.46	9.49	3.51	9.34	3.48	9.27	3.46	9.36	3.48	0.02
23	3.49	9.35	3.49	9.30	3.49	9.41	3.32	9.51	3.45	0.08
24	3.48	9.61	3.42	9.48	3.44	9.37	3.39	9.63	3.43	0.04
25	(---)	(---)	3.56	9.15	3.5	9.37	3.52	9.58	3.53	0.03
26	3.43	9.54	3.36	9.51	3.4	9.37	3.36	9.37	3.39	0.03
27	3.56	9.27	3.48	8.58	3.45	9.45	3.52	8.42	3.50	0.05

¹ Épaisseur moyenne de l'éprouvette.

² Largeur moyenne de l'éprouvette

³ Valeur moyenne de l'épaisseur à la base de la partie cylindrique.

⁴ Écart-type relié à l'épaisseur moyenne à la base de la pièce.

Tableau D-5 : Résultats des essais de cisaillement interlaminaire - Deuxième série d'essais.

Essai	Contrainte ultime en cisaillement interlaminaire – mode II (MPa)					
	Numéro de l'éprouvette				$\bar{\tau}$ (MPa) ¹	S_{τ} (MPa) ²
	1	2	3	4		
1	50.94	36.17	31.30	41.61	40.00	8.42
2	60.35	---	---	63.35	61.85	2.12
3	58.77	---	58.04	56.69	57.83	1.06
4	50.82	41.08	35.57	36.33	40.95	7.02
5	67.74	63.26	---	56.11	62.37	5.87
6	---	65.92	67.61	65.93	66.49	0.97
7	---	51.97	57.74	---	54.86	4.08
8	52.62	56.94	49.03	---	52.86	3.96
9	---	56.93	51.54	56.73	55.07	3.06
10	51.49	42.03	35.49	47.00	44.00	6.87
11	49.12	59.72	---	36.29	48.38	11.73
12	54.93	61.49	59.44	65.95	60.45	4.57
13	55.26	43.89	39.68	33.96	43.20	9.01
14	59.16	46.97	57.53	---	54.55	6.61
15	---	69.99	68.64	68.10	68.91	0.97
16	52.70	61.52	35.30	45.62	48.79	11.10
17	---	56.48	55.30	63.19	58.32	4.25

Essai	Contrainte ultime en cisaillement interlaminaire – mode II (MPa)					
	Numéro de l'éprouvette					
	1	2	3	4	$\bar{\tau}$ (MPa) ¹	S_{τ} (MPa) ²
18	55.83	52.42	48.30	63.90	55.11	6.62
19	---	---	51.98	54.74	53.36	1.95
20	45.73	32.41	24.13	37.77	35.01	9.09
21	58.16	32.90	40.70	48.95	45.18	10.86
22	48.81	33.84	30.13	29.67	35.61	8.99
23	65.81	46.35	50.65	64.56	56.84	9.81
24	---	67.66	63.28	68.60	66.51	2.84
25	---	41.26	46.38	59.18	48.94	9.22
26	67.94	68.07	---	---	68.00	0.10
27	---	49.23	---	55.30	52.27	4.29

¹ Contrainte de cisaillement moyenne de l'essai.

² Écart-type sur la contrainte de cisaillement moyenne de l'essai.

Le symbole (---) signifie que la fissure de l'éprouvette ne correspond pas au mode de bris recherché.

Annexe E. Programme LabVIEW^{MC}

L'annexe suivante regroupe le programme LabVIEW qui a été développé pour faire l'acquisition des données des thermocouples introduits dans le moule et ceux prémoulés dans le flan, en plus de la lecture du capteur de température du four infrarouge et celle du capteur de pression installé dans le moule. Ce programme étant élaboré sous LabVIEW^{MC}, il ne s'agit pas d'un code conventionnel, mais plutôt d'un code graphique (réseau de blocs de programme reliés par des traits). Comme le programme est très volumineux, le lecteur est référé à la vue d'ensemble du programme à la Figure E-1. Cette vue d'ensemble est divisée en différents blocs de couleur, qui reprennent les fonctions principales du programme. La définition de chacun de ces blocs est reprise ci-dessous.

- BLEU :** Initialisation des données et de l'affichage. La fonction de cette partie du programme est reliée au démarrage du programme. Elle est responsable de configurer les paramètres contrôlant la température du moule ainsi que d'initialiser les variables du programme.
- VERT :** Acquisition des données. Cette partie du programme gère l'acquisition des données par les deux (2) cartes d'acquisition. Les données sont ensuite affichées sur le panneau de contrôle virtuel, sous forme numérique ou dans un graphique déroulant.
- ROUGE :** Asservissement des cartouches chauffantes. Il s'agit de la partie de code qui contrôle le pourcentage de chauffe de chaque groupe de cartouches chauffantes. La température de chaque thermocouple dans le moule est comparée aux différents niveaux de température qui ont été spécifiés au sein du panneau de contrôle virtuel. La comparaison renvoie une valeur sous la forme d'un pourcentage de chauffe qui est définie comme la

proportion du temps (sur la base d'une seconde) pendant laquelle le groupe de cartouches est en mode ON.

VIOLET : Traitement des données, enregistrement et réinitialisation. Cette dernière portion du programme a pour but de regrouper les données enregistrées pendant l'acquisition dans des tableaux pour être transférées dans un fichier Excel pour être ultérieurement utilisées. Finalement, l'affichage est réinitialisé.

La Figure E-2 montre l'apparence visuelle du panneau de contrôle virtuel. En haut, à droite du panneau, l'utilisateur peut gérer le chauffage du moule en modifiant la position (valeur) des actionneurs à glissières. Lesquels gèrent le pourcentage du temps (basé sur un temps de 1 seconde) pour lequel les cartouches chauffantes sont alimentées (ON). Ce pourcentage définit la vitesse de chauffage, le maintien en température, ou la vitesse de refroidissement du moule. Les quatre boutons en haut à gauche du panneau servent (de droite à gauche) à démarrer le programme, à l'arrêter, à démarrer/arrêter l'acquisition des données dans la mémoire vive de l'ordinateur et à démarrer/arrêter le chauffage du moule. Les éléments situés au bas de ces boutons sont utilisés pour créer le fichier Excel qui contiendra les données enregistrées pendant l'essai (nom du fichier, chemin d'accès pour l'enregistrement, commentaires à introduire en entête du fichier, etc.). Au-dessous, à gauche du panneau de contrôle, se trouvent quatre graphiques qui tracent en temps réel les courbes associées à (de gauche à droite, puis de haut en bas) : la température lue par les neuf thermocouples introduits dans le moule, la température lue par les 3 (peut aller jusqu'à 6) thermocouples prémoulés dans le flan, la pression mesurée par le capteur de pression dans le moule et la température mesurée par le capteur de température dans le four infrarouge (qui pointe sur le laminé dans le four). Finalement, les différents indicateurs et actionneurs en bas, à droite, servent à contourner le système de contrôle de la

température du moule (actionneurs à glissière) afin d'augmenter manuellement le gain pour un groupe de cartouches chauffantes donné.

De manière générale, l'utilisateur fournit les informations nécessaires à l'enregistrement du fichier Excel (s'il y a lieu). Ensuite il configure le contrôle de la température, à l'aide des glissières, en fonction de la température de consigne du moule qu'il désire atteindre. Une fois fait, il s'assure que le bouton de l'acquisition de données est à l'arrêt, afin d'éviter d'enregistrer les données pendant le préchauffage du moule (inutile), avant d'appuyer le bouton DÉMARRER, pour lancer le programme et puis sur le bouton pour démarrer le chauffage du moule. Lorsqu'il est prêt (le moule a atteint sa température de consigne et le flan est prêt à être préchauffé), l'utilisateur appuie sur le bouton pour démarrer l'acquisition de données et effectue son essai. À la fin de l'essai, l'utilisateur peut écrire des commentaires vis-à-vis du déroulement de celui-ci avant de cliquer sur le bouton arrêt qui stoppe l'acquisition de données, les enregistre dans un fichier Excel et stoppe l'alimentation électrique du moule (arrêt automatique du chauffage, pour plus de sécurité).

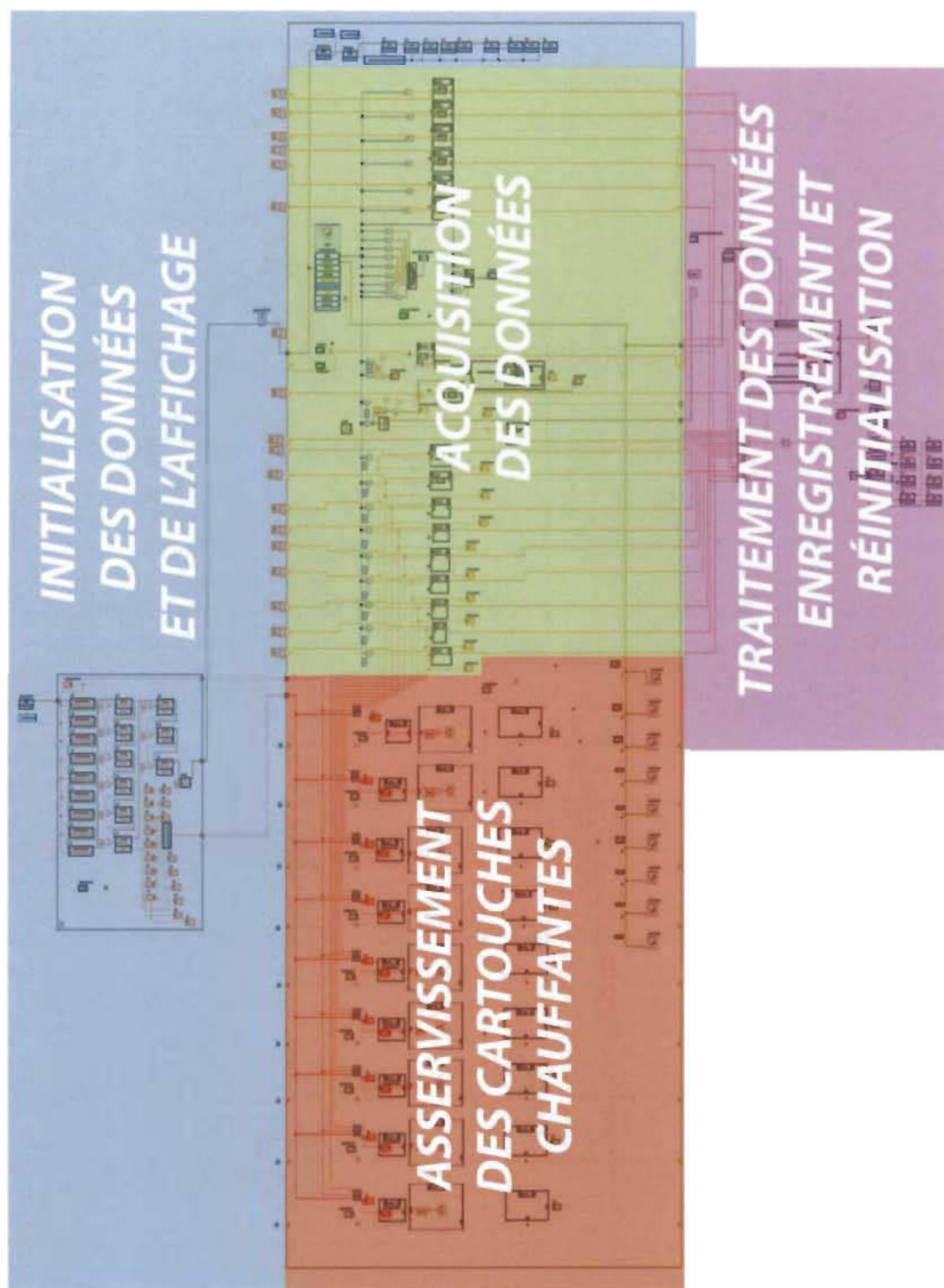


Figure E-1 : Division du programme d'acquisition/contrôle sous LabVIEW^{MC}.

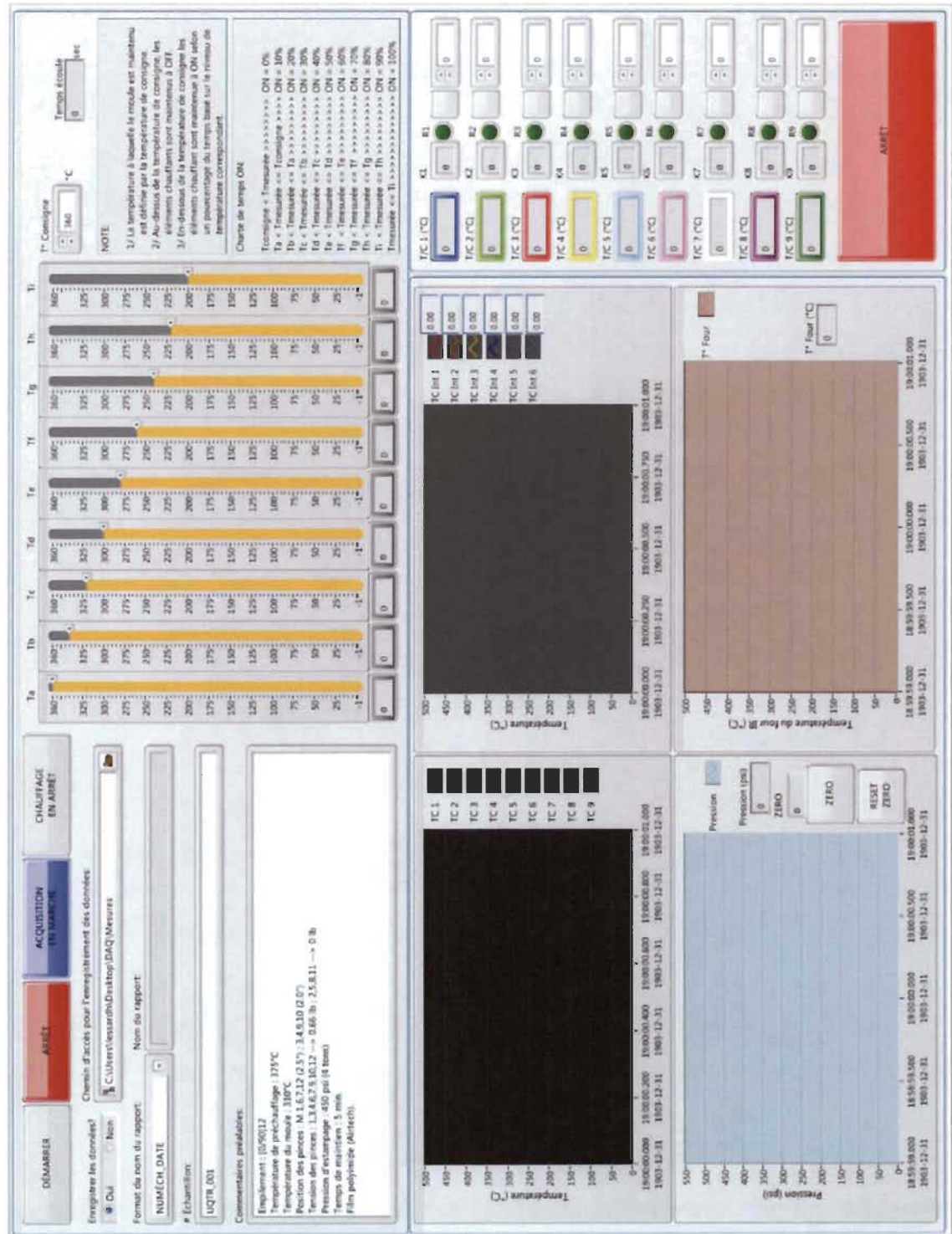


Figure E-2 : Panneau de contrôle du programme d'acquisition/contrôle sous LabVIEW^{MC}.

Annexe F. Conception du moule

Cette annexe présente de manière générale les différents choix de conception qui dépeignent le processus de conception du moule.

F.1. Géométrie du moule

La géométrie du moule est en fait un amalgame de géométries plus simples, lesquelles ont été extensivement utilisées lors de différentes études expérimentales visant à caractériser les différents modes de déformation reliées au moulage par thermoformage-estampage. La raison motivant le choix d'une géométrie plus complexe qu'un hémisphère, laquelle reprend tous les mécanismes de déformation, provient du fait que cette géométrie n'est pas représentative des pièces que l'on retrouve en industrie. De plus, le regroupement de plusieurs géométries montre l'interaction possible qui existe entre celles-ci. La géométrie retenue est composé d'une portion hémisphérique à laquelle est adjoint un demi-cylindre pour former une géométrie similaire à un double-dôme. À l'autre extrémité se trouve deux plans inclinés joint par un rayon à courbure élevée, formant une partie similaire à un tétraèdre.

F.2. Épaisseur nominale de la cavité

À l'origine, le moule a été conçu pour mouler des plaques de PEEK/carbone formées d'un empilement de 24 couches pour une épaisseur nominale de 3.35 mm, sachant que l'épaisseur d'un pli est de 0.14 (0.0055 po.). L'épaisseur de cavité a donc été fixé à cette valeur (3.35 mm) pour assurer, tant que possible, une pressurisation uniforme du matériau dans le moule lorsque ce dernier est complètement fermé. Rappelons qu'initialement l'utilisation du film polyimide, utilisé pour soutenir les flans lors du moulage, n'avait pas été envisagé.

F.3. Guidage latéral du moule

Le guidage latéral de la matrice du moule avec le poinçon est assuré par quatre (4) tiges rectangulaires fixées au poinçon. Ces dernières sont localisées par des pochettes

usinées à même la matrice du moule. De cette façon, la position relative entre les deux parties du moule est maintenue par un intervalle de tolérance serré. Cet aspect est important car il contrôle directement la répétabilité de l'épaisseur de cavité d'un moulage à l'autre. Cette méthode d'alignement est largement utilisée dans les moules d'injection de plastique pour assurer la précision lors de la fermeture tout en réduisant les chances de grippage (cf. Figure F-1).

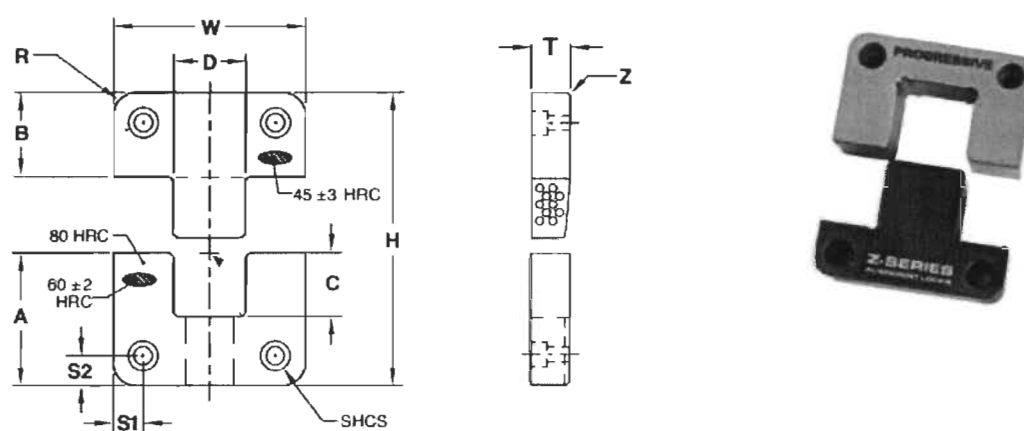


Figure F-1 : Exemple de tige guide utilisés pour le guidage des moules d'injection de plastique [56].

F.4. Chauffage du moule

Le moule est chauffé par une série de cartouches chauffantes cylindriques insérées dans le moule. Afin de garantir un chauffage uniforme de la surface moulante du moule, une étude d'optimisation à l'aide d'analyses par éléments finis a été réalisée. Le nombre de cartouches utilisées, leur position, leurs dimensions ainsi que leur puissance respectives ont été déterminés par cette étude d'optimisation. Un exemple d'analyse par éléments finis est montré à la Figure F-2. En fait, l'analyse par éléments finis a été réalisée en considérant chacune des deux parties du moule indépendamment et en considérant le chauffage de 25°C à 360°C.

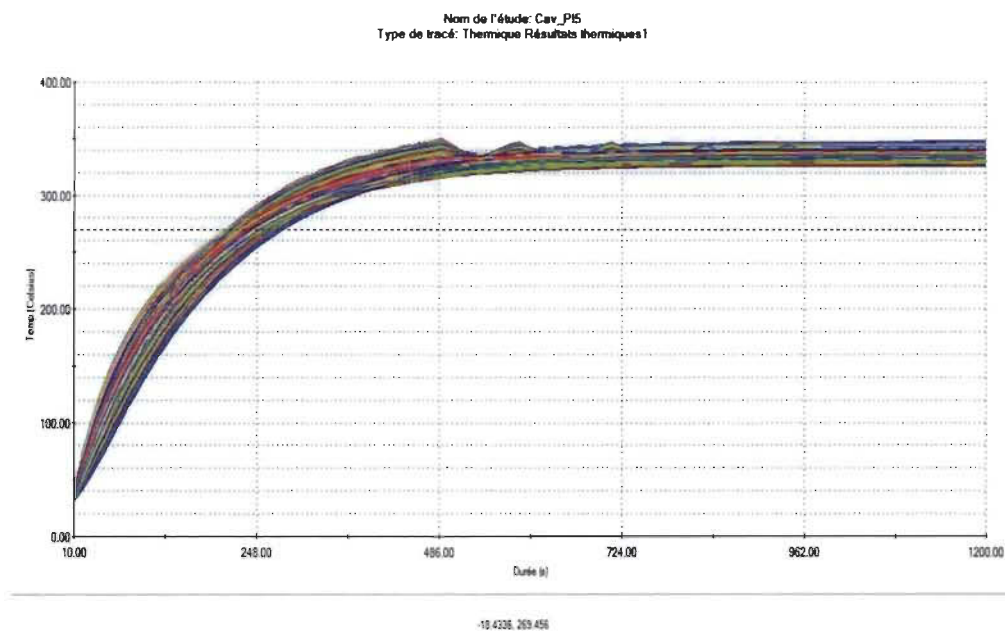
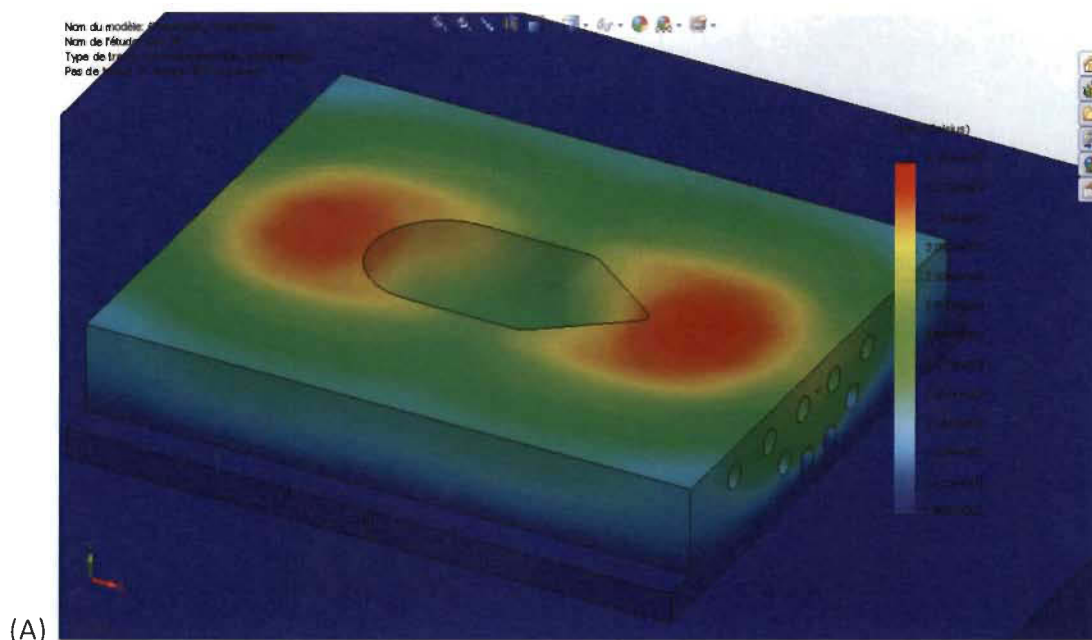


Figure F-2 : Exemple d'analyse par éléments finis du chauffage de la matrice du moule. (A) visualisation de la température (en échelle de couleurs) de la surface de la matrice du moule à l'équilibre. (B) Courbe d'évolution de la surface moulante de la matrice en fonction du temps.

Chacun des deux modèles prend en compte la perte de chaleur par la convection naturelle des surfaces du moule et du transfert de chaleur au travers l'isolant thermique entre le moule et les plateaux de la presse. Des points représentant la position des neuf (9) thermocouples ont été modélisés par des capteurs (sondes dynamiques) et la gestion du chauffage des cartouches a été programmée en mode ON-OFF, c'est-à-dire que dès que la température du capteur atteint la température de consigne, le chauffage est coupé jusqu'à ce que la température de ce même capteur redescende à 10°C en dessous de la température de consigne. La configuration optimale demandait un total de 35 cartouches chauffantes. Les dimensions et la puissance de ces cartouches est montrée au Tableau F-1.

Tableau F-1 : Configuration des cartouches chauffantes du moule.

Nb de cartouches	Diamètre	Longueur	Puissance
4	12.7 mm	155.6 mm	735 w
8	12.7 mm	155.6 mm	460 w
4	12.7 mm	155.6 mm	670 w
2	12.7 mm	85.7 mm	395 w
2	12.7 mm	98.4 mm	395 w
12	12.7 mm	152.4 mm	610 w
1	12.7 mm	74.6 mm	230 w
1	12.7 mm	55.6 mm	335 w
1	12.7 mm	54.0 mm	270w

Références

- [1] J. Hale. (2006) Boeing 787 from the Ground Up. *Aeromagazine*. 16-23.
- [2] G. Marsh, "Composites poised to transform airline economics," *Reinforced Plastics*, vol. 57, pp. 18-24, 2013.
- [3] N. Tarafder et S. G. Pantu, "Use of composite in sports items - A review," *Man-Made Textiles in India*, vol. 47, pp. 422-425, 2004.
- [4] N. Tarafder, "Textile composite in sports," *Man-Made Textiles in India*, vol. 50, pp. 325-330, 2007.
- [5] U. K. Vaidyaa, S. B. Pillay, K. Balaji Thattai, et H. Ning, "Advanced reinforced thermoplastic composites for mass transit and heavy truck applications," *International Journal of Vehicle Structures and Systems*, vol. 4, pp. 92-95, 2012.
- [6] D. T. Campbell et D. R. Cramer, "Hybrid thermoplastic composite ballistic helmet fabrication study," 2008.
- [7] A. F. Johnson, G. Kempe, et J. Simon, "Design of Composite Wing Access Cover Under Impact Loads," *Applied Composite Materials*, vol. 7, pp. 219-229, 2000/07/01 2000.
- [8] S. P. Haanappel, U. Sachs, R. H. W. Ten Thijs, B. Rietman, et R. Akkerman, "Forming of thermoplastic composites," vol. 504-506, ed, 2012, pp. 237-242.
- [9] U. K. Vaidya et K. K. Chawla, "Processing of fibre reinforced thermoplastic composites," *International Materials Reviews*, vol. 53, pp. 185-218, 2008.
- [10] S. G. Advani et E. M. Sozer, *Process Modelling in Composite Manufacturing*. New York: Marcel Dekker, 2003.
- [11] M. Hou, "Stamp forming of continuous glass fibre reinforced polypropylene," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 28, pp. 695-702, 1997.
- [12] P. De Luca, P. Lefébure, et A. K. Pickett, "Numerical and experimental investigation of some press forming parameters of two fibre reinforced thermoplastics: APC2-AS4 and PEI-CETEX," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 29, pp. 101-110, 1998.
- [13] D. Trudel-Boucher, B. Fisa, J. Denault, et P. Gagnon, "Experimental investigation of stamp forming of unconsolidated commingled E-glass/polypropylene fabrics," *Composites Science and Technology*, vol. 66, pp. 555-570, 2006.
- [14] P. J. Mallon et C. M. ÓBráDaigh, "2.26 - Compliant Mold Techniques for Thermoplastic Composites," in *Comprehensive Composite Materials*, K. Editors-in-Chief: Anthony et Z. Carl, Eds., ed Oxford: Pergamon, 2000, pp. 873-913.
- [15] P. Wang, N. Hamila, et P. Boisse, "Intraply shearing characterization of thermoplastic composite materials in thermoforming processes," vol. 504-506, ed, 2012, pp. 243-248.
- [16] Q. Chen, P. Boisse, C. H. Park, A. Saouab, et J. Bréard, "Intra/inter-ply shear behaviors of continuous fiber reinforced thermoplastic composites in thermoforming processes," *Composite Structures*, vol. 93, pp. 1692-1703, 2011.
- [17] W. F. Stanley et P. J. Mallon, "Intraply shear characterisation of a fibre reinforced thermoplastic composite," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 37, pp. 939-948, 2006.

- [18] P. Boisse, N. Hamila, E. Vidal-Sallé, et F. Dumont, "Simulation of wrinkling during textile composite reinforcement forming. Influence of tensile, in-plane shear and bending stiffnesses," *Composites Science and Technology*, vol. 71, pp. 683-692, 2011.
- [19] M. T. Abadi, "Finite element analysis for thermoforming process of continuous fiber reinforced thermoplastic composites," *Polymer Composites*, vol. 30, pp. 138-146, 2009.
- [20] H. Lin, J. Wang, A. C. Long, M. J. Clifford, et P. Harrison, "Predictive modelling for optimization of textile composite forming," *Composites Science and Technology*, vol. 67, pp. 3242-3252, 2007.
- [21] S. P. Haanappel, R. Thije ten, et R. Akkerman, "Forming predictions of UD reinforced thermoplastic laminates," presented at the 14th European Conference on Composite Materials, ECCM 2010, Budapest, Hungary, 2010.
- [22] F. Abbassi, I. Elfaleh, S. Mistou, A. Zghal, M. Fazzini, et T. Djilali, "Experimental and numerical investigations of a thermoplastic composite (carbon/PPS) thermoforming," *Structural Control and Health Monitoring*, 2011.
- [23] F. N. Cogswell, *Thermoplastic Aromatic Polymer Composites*, 1st ed. Oxford: Butterworth Heinemann, 1992.
- [24] G. Lebrun, "Manufacturing of Continuous Fibre Thermoplastic Composites - Literature Review," *Multi-client research project*, p. 34 p., 1998.
- [25] M. Hou, L. Ye, et Y. W. Mai, "Advances in processing of continuous fibre reinforced composites with thermoplastic matrix," *Plastics, Rubber and Composites Processing and Applications*, vol. 23, pp. 279-293, 1995.
- [26] B. C. Meyer, C. V. Katsiropoulos, et S. G. Pantelakis, "Hot forming behavior of non-crimp fabric peek/c thermoplastic composites," *Composite Structures*, vol. 90, pp. 225-232, 2009.
- [27] S. P. McEntee et C. M. Ó Brádaigh, "Large deformation finite element modelling of single-curvature composite sheet forming with tool contact," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 29, pp. 207-213, 1998.
- [28] P. de Luca, A. K. Pickett, et A. F. Johnson, "Thermoforming simulation with FEA," *Mechanical Engineering*, vol. 118, pp. 98-100, 1996.
- [29] M. Hou et K. Friedrich, "3-D stamp forming of thermoplastic matrix composites," *Applied Composite Materials*, vol. 1, pp. 135-153, 1994.
- [30] K. Friedrich et M. Hou, "On stamp forming of curved and flexible geometry components from continuous glass fiber/polypropylene composites," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 29, pp. 217-226, 1998.
- [31] J.-s. Wang et R. S. Porter, "On the viscosity-temperature behavior of polymer melts," *Rheologica Acta*, vol. 34, pp. 496-503, 1995.
- [32] J. Chen, J. A. Sherwood, P. Buso, S. Chow, et D. Lussier, "Stamping of continuous fiber thermoplastic composites," *Polymer Composites*, vol. 21, pp. 539-547, 2000.
- [33] R. H. W. Ten Thije, R. Akkerman, M. Ubbink, et L. Van Der Meer, "A lubrication approach to friction in thermoplastic composites forming processes," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 42, pp. 950-960, 2011.
- [34] T. G. Rogers, "Rheological characterization of anisotropic materials," *Composites*, vol. 20, pp. 21-27, 1989.
- [35] D. J. Groves et D. M. Stocks, "Rheology of thermoplastic-carbon fibre composite in the elastic and viscoelastic states," *Composites Manufacturing*, vol. 2, pp. 179-184, 1991.

- [36] S. F. Shuler et S. G. Advani, "Transverse squeeze flow of concentrated aligned fibers in viscous fluids," *Journal of Non-Newtonian Fluid Mechanics*, vol. 65, pp. 47-74, 1996.
- [37] G. B. McGuinness et C. M. Ó Brádaigh, "Characterisation of thermoplastic composite melts in rhombus-shear: The picture-frame experiment," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 29, pp. 115-132, 1998.
- [38] J. S. Lee, S. J. Hong, W. R. Yu, et T. J. Kang, "The effect of blank holder force on the stamp forming behavior of non-crimp fabric with a chain stitch," *Composites Science and Technology*, vol. 67, pp. 357-366, 2007.
- [39] Y. R. Larberg, M. Åkermo, et M. Norrby, "On the in-plane deformability of cross-plyed unidirectional prepreg," *Journal of Composite Materials*, vol. 46, pp. 929-939, 2012.
- [40] K. Potter, "Bias extension measurements on cross-plyed unidirectional prepreg," *Composites - Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 33, pp. 63-73, 2002.
- [41] G. Lebrun, M. N. Bureau, et J. Denault, "Evaluation of bias-extension and picture-frame test methods for the measurement of intraply shear properties of PP/glass commingled fabrics," *Composite Structures*, vol. 61, pp. 341-352, 2003.
- [42] T. G. Rogers, "Squeezing flow of fibre-reinforced viscous fluids," *Journal of Engineering Mathematics*, vol. 23, pp. 81-89, 1989.
- [43] S. Allaoui, P. Boisse, S. Chatel, N. Hamila, G. Hivet, D. Soulat, et E. Vidal-Salle, "Experimental and numerical analyses of textile reinforcement forming of a tetrahedral shape," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 42, pp. 612-622, 2011.
- [44] M. T. Abadi, H. R. Daghyani, et S. Fariborz, "Finite element analysis of thermoplastic composite plates in forming temperature," *Composites Science and Technology*, vol. 66, pp. 306-313, 2006.
- [45] P. Harrison, W. R. Yu, et A. C. Long, "Rate dependent modelling of the forming behaviour of viscous textile composites," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 42, pp. 1719-1726, 2011.
- [46] K. Vanclooster, S. V. Lomov, et I. Verpoest, "Experimental validation of forming simulations of fabric reinforced polymers using an unsymmetrical mould configuration," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 40, pp. 530-539, 2009.
- [47] "CETEX TC1200 PEEK Resin System Datasheet," Royal TenCate corp., 2012.
- [48] S. K. Mazumdar, "Manufacturing Techniques," in *Composites manufacturing materials, product, and process engineering / Sanjay K. Mazumdar*, ed Boca Raton, Fla.: CRC Press, 2002, pp. 102-233.
- [49] ASTM International, "Standard Test Method for Short-Beam Strength of Polymer Matrix Composite Materials and Their Laminates," *ASTM International*, ASTM Standard D2344/D2344M, 2006.
- [50] R. J. Roark et W. C. Young, *Roark's formulas for stress and strain*. New York: New York : McGraw-Hill, 1989.
- [51] G. Baillargeon, *Méthodes Taguchi : détermination des paramètres*. Trois-Rivières, Québec: SMG, 1993.
- [52] D. C. Montgomery, *Design and Analysis of Experiments (7th Edition)*: John Wiley & Sons, 2009.

- [53] M. Chen et C. T. Chung, "Crystallinity of isothermally and nonisothermally crystallized poly(ether ether ketone) composites," *Polymer Composites*, vol. 19, pp. 689-697, 1998.
- [54] R. E. Robertson, T. J. Chu, R. J. Gerard, J. H. Kim, M. Park, H. G. Kim, et R. C. Peterson, "Three-dimensional fiber reinforcement shapes obtainable from flat, bidirectional fabrics without wrinkling or cutting. Part 2: A single n-sided pyramid, cone, or round box," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 31, pp. 1149-1165, 2000.
- [55] R. E. Robertson, T. J. Chu, R. J. Gerard, J. H. Kim, M. Park, H. G. Kim, et R. C. Peterson, "Three-dimensional fiber reinforcement shapes obtainable from flat, bidirectional fabrics without wrinkling or cutting. Part 1. A single four-sided pyramid," *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, vol. 31, pp. 703-715, 2000.
- [56] "Progressive Components Parts Catalog," Progressive Components inc., 2000.